



Universidade do Porto

FEUP Faculdade de Engenharia

Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais

Dissertação de Mestrado

Estudo do comportamento de 3 aços-ferramenta no processo de produção de limas



Elaborado por: Nuno Neves

Orientador: Professor Doutor Henrique Santos (FEUP)

Com a colaboração de *SNA Europe [Industries] S. A.*

Setembro de 2009

<i>CANDIDATO</i>	Nuno Manuel Marques Neves		<i>Código</i>	000508017
<i>Título</i>	Estudo do comportamento de 3 aços-ferramenta no processo de produção de limas			
<i>DATA</i>	08 de Setembro de 2009			
<i>LOCAL</i>	Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto - Sala C603 - 10:30h			
<i>JÚRI</i>	<i>Presidente</i>	Professor Doutor Manuel Fernando Gonçalves Vieira	DEMM/FEUP	
	<i>Arguente</i>	Professor Doutor Altino de Jesus Roque Loureiro	DEM/FCTUC	
	<i>Orientador</i>	Professor Doutor Henrique Manuel Cunha Martins dos Santos	DEMM/FEUP	

“A liberdade não tem qualquer valor se não inclui a liberdade de errar.”

Mahatma Gandhi, 1869-1948

Agradecimentos

Em primeiro e antes de mais há 3 pessoas a quem tenho de agradecer, porque sem eles com certeza que não tinha chegado até aqui, a minha namorada Adelaide e aos meus pais. À minha namorada por todo o apoio e paciência que teve, não só ao longo dos últimos meses, mas destes quase 5 anos que estamos juntos. Tenho de lhe agradecer ainda pelas constantes correcções do texto escrito, sem ela estaria bem menos compreensível. Aos meus pais por terem compreendido a minha adolescência tardia e por sempre me disponibilizarem o apoio necessário para que eu pudesse continuar a estudar.

Tenho a agradecer ao meu orientador, o professor Henrique Santos, pelo tempo disponibilizado para esclarecimento de questões, pelas sugestões e pelas correcções que fez ao meu trabalho.

Agradeço também a *SNA Europe [Industries] S.A.*, à Directora Geral Engenheira Maria João pela oportunidade e à Engenheira Sónia Maurício pelo apoio e pela atenção que dedicou ao meu trabalho. Agradeço ainda a todos os funcionários da empresa que colaboraram comigo e que sempre se mostraram muito disponíveis.

Cabe-me ainda agradecer ao Sr. Ramiro pela assistência prestada, principalmente no desenvolvimento do ensaio de desgaste.

Por fim quero agradecer a todos os meus colegas que trabalharam comigo ao longo o curso, mas principalmente ao Jorge Santos, ao Tiago Santos, ao Rui Alves e ao Tito Garrido pelo companheirismo e pela disponibilidade que tiveram para fazer as medições necessárias do ensaio de desgaste.

A todos, muito obrigado.

Índice

1. Resumo.....	3
Abstract	4
2. Introdução.....	5
2.1. A Empresa – <i>SNA Europe [Industries] S.A. (SNAE)</i>	5
2.2. As Limas como ferramenta	6
2.3. Etapas do processo de produção de limas redondas	8
2.3.1. Corte.....	8
2.3.2. Forja	8
2.3.3. Tratamento Térmico - Recozimento de globulização (amacramento).....	9
2.3.4. Rectificação	10
2.3.5. Picagem.....	12
2.3.6. Têmpera	12
2.3.7. Decapagem/Limpeza	15
2.3.8. Controlo da qualidade do produto	15
2.4. Aços-ferramenta ensaiados	16
2.4.1. AISI O1	16
2.4.2. AISI L2	17
2.4.3. AISI L3	18
3. Procedimentos - Técnicas e métodos.....	19
3.1. Observação microestrutural.....	19
3.2. Ensaio de dureza sob baixa carga	20
3.3. Ensaio de tracção	20
3.4. Ensaio de desgaste	22
4. Resultados	25
4.1. Estado de fornecimento.....	25

4.1.1.	Aço SNAE.....	25
4.1.2.	AISI O1 (K460).....	25
4.1.3.	AISI L2 (K510)	26
4.1.4.	AISI L3 (K200)	26
4.2.	Recozimento de globulização.....	27
4.2.1.	Aço SNAE.....	27
4.2.2.	AISI O1 (K460).....	28
4.2.3.	AISI L2 (K510)	28
4.2.4.	AISI L3 (K200)	29
4.3.	Ensaio de tracção.....	29
4.4.	Comportamento dos diferentes aços nas etapas de conformação.....	30
4.4.1.	Corte.....	30
4.4.2.	Forja	30
4.4.3.	Rectificação.....	30
4.4.4.	Picagem.....	32
4.5.	Têmpera.....	34
4.5.1.	Aço SNAE.....	34
4.5.2.	AISI O1 (K460).....	35
4.5.3.	AISI L2 (K510)	38
4.5.4.	AISI L3 (K200)	38
4.6.	Ensaio de desgaste	39
5.	Análise e discussão de resultados	45
6.	Conclusões	52
7.	Bibliografia.....	57

1. Resumo

Este trabalho teve como objectivo encontrar alternativas ao aço usado actualmente na *SNA Europe [Industries] S.A. (SNAE)* na produção de limas. Para tal, foram seleccionados e testados 3 aços-ferramenta diferentes. Tinha ainda como objectivo secundário a eliminação do recozimento de amaciamento, uma vez que o aço corrente não é fornecido no estado macio, designado na empresa por “recozimento de globulização”.

Com estes objectivos no horizonte, inicialmente fez-se uma pesquisa bibliográfica de forma a seleccionar alguns aços-ferramenta que dessem segurança de um desempenho adequado às limas – elevada resistência ao desgaste a frio. Após esta primeira pesquisa, foi realizada uma segunda em alguns fornecedores de aços e foram seleccionados os seguintes provenientes da *Universal Afir S.A.* – K460 (AISI O1), K510 (AISI L2) e K200 (AISI L3), com perfil redondo de 12 milímetros de diâmetro para a produção de limas redondas segundo o processo “normal” da *SNAE*.

O comportamento de todos os aços foi acompanhado ao longo da linha de fabrico, de modo a verificar a sua adequabilidade às diferentes etapas. Para complementar os ensaios industriais foram realizados também ensaios laboratoriais, nomeadamente, ensaios de desgaste, ensaios de tracção, ensaios de dureza e observação microestrutural. Destes ensaios o de maior relevância foi o ensaio de desgaste, que possibilitou a comparação do desempenho dos diferentes aços em serviço. Devido à falta de equipamento para testar ao desgaste limas redondas, foi adaptado um ensaio que está devidamente documentado no ponto 3.4. (página 21). Para se poder estabelecer uma comparação, o aço usado actualmente na *SNAE* foi sujeito aos mesmos ensaios que os outros três.

Os resultados mostraram que o objectivo principal foi atingido. O AISI L2 apresentou um comportamento, ao longo da linha de produção e no ensaio de desgaste, muito semelhante ao aço actual. Já sobre o segundo objectivo, sobram algumas reticências, só se poderá afirmar que este objectivo foi atingido ou não segundo algumas condições, que passarão pelo estado de fornecimento dos aços e ainda pela possibilidade de se baixar em 14%, relativamente ao aço actual, o desempenho das limas em serviço. Nesse caso o AISI O1 também se apresentaria como uma alternativa credível.

Palavras-chave: Produção de limas, aços-ferramenta, resistência ao desgaste a frio.

Abstract

The objective of this work was to find alternatives to the current steel used in SNA Europe [Industries] S.A. in the hand-files production. Keeping that in mind 3 different tool steels were selected and tested. The secondary objective was the elimination of the soft annealing treatment, since the current steel isn't provided in the annealed condition, designed in *SNAE* by “recozimento de globulização”.

Taking into account these two objectives, first a bibliographic research was made to select some tool steels that could assure the security of the performance appropriated to hand-files – high cold wear resistance. Afterwards, it was made a second research in the steels suppliers. The selected steels were from *Universal Afir S.A.* and are the following – K460 (AISI O1), K510 (AISI L2) and K200 (AISI L3), with a round shape, measuring 12 mm of diameter to produce round hand-files by the “normal” process.

The behavior of the steels was followed up in the fabrication process, aiming to verify the suitability to the different stages. To complement the industrial tests, laboratory tests were made, namely, wear test, tensile strength test, hardness test and microscopic analysis. The most important test was the wear test that compared the different performances of the 3 steels. Due to a lack of equipment to test the round files, a test was adapted (the test is properly documented during the procedures, 3.4., page 21). In order to establish a comparison, the tests were also made in the current steel.

The results demonstrated that the main objective was accomplished. The AISI L2 showed a similar performance to the current steel during the fabrication process and in the wear test. Concerning the second objective, there is some reluctance, only under some conditions can it be declared if the objective was or was not accomplished. Those conditions depend on the state of supply of those steels and on the possibility to decrease the current hand-files performance in about 14%, comparing to the current steel. So, in that sense, the AISI O1 could be also a plausible alternative.

Key words: Hand-files production, tool steel, cold wear resist.

2. Introdução

Para dar início a este trabalho, foi necessário escolher alguns aços. De forma a seleccionar os aços mais indicados, foi necessário ter em conta dois aspectos. O primeiro foi conhecer as limas como ferramenta, nomeadamente, saber que tipo de papel desempenham em serviço e o segundo, saber como se produzem na SNAE.

2.1. A Empresa – SNA Europe [Industries] S.A. (SNAE)

O grupo SNAE surgiu como o fruto do crescimento e desenvolvimento da empresa-mãe sueca, *C. O. Oberg & Co.*, que em 1850 iniciou a sua actividade em Eskilstuna, na Suécia, dedicando-se ao fabrico de limas. Em 1970 foi criada uma companhia subsidiária em Portugal (Vila do Conde) com o nome de *Obergue Limas e Mecânica, Lda* [1].

Em 1975 o grupo *Sandvik AB* comprou a *C.O. Oberg & Co.*, incluindo nesta compra a fábrica em Portugal. Com esta compra, o nome foi alterado passando a fábrica portuguesa a ser denominada por *Sandvik Obergue Limas e Mecânica, Lda*. [1].

Em 1990 a *Sandvik AB* compra a fábrica de *Limas Vialla Ltd.* na Finlândia, e o “Centro de Produto de Limas”, passa então a fabricar limas em três países: Suécia, Finlândia e Portugal. Entretanto, a fabricação na Suécia deixa de ser economicamente viável, mas a unidade de Vila do Conde por seu lado, continua a ter uma evolução muito positiva e um aparelho produtivo eficiente [1].

No ano de 1991 dá-se início à ampliação das instalações portuguesas, sendo estas inauguradas em 1992. Durante este mesmo ano, a direcção “Serras e Ferramentas” do grupo *Sandvik* decide encerrar a fábrica de Ekilstuna, na Suécia e transfere a fabricação para Portugal [1].

Durante o ano de 1996 a *Sandvik Obergue* obtém a certificação em Qualidade segundo a Norma ISO 9001 e neste mesmo ano é encerrada a fábrica de *Limas Vialla*, na Finlândia [1].

Em 1999 a divisão “Serras e Ferramentas” é comprada à *Sandvik* pelo grupo americano *Snap-On*. A compra inclui a fábrica de *Limas Obergue*. Na sequência desta aquisição, a designação da empresa é alterada para *Oberg Ferramentas, Lda*. [1].

No ano de 2000 a *Oberg* celebra o seu 150º Aniversário e a fábrica de limas em Portugal festeja o seu 30º. Durante 2001 a empresa consegue certificação ambiental e certificação em higiene e segurança segundo as normas ISO 14001 e OSHAS 18001,

respectivamente. O nome da empresa é alterado novamente para *Bahco Oberg Ferramentas S.A.* [1].

Em 2005 a *Snap-On* integra a *SNA Europe*, e a *Bahco Oberg Ferramentas S.A.* incorpora a produção de serras e serrotes de arco para madeira. É no ano de 2006 que a empresa muda novamente para o seu nome para o actual, passando a sua designação social para *SNA Europe [Industries] S.A.* [1].

2.2. As Limas como ferramenta

As limas são ferramentas usadas para conformar materiais através do desbaste. São normalmente produzidas em aço-ferramenta temperado e a sua superfície está coberta por uma série de formas que se designam por dentes. As limas mais antigas conhecidas são as grosas e são usadas para trabalhar madeira [2].

Desde muito cedo as limas começaram a ser usadas para dar forma a ferramentas feitas de madeira, osso e outros materiais. Pelo menos desde os tempos medievais que o aço de alto carbono tratado termicamente é usado como liga de eleição para a produção de limas. Contudo, as limas não eram apenas usadas como uma ferramenta para produzir outros objectos, eram também usadas como artigos de troca para servir outros fins funcionais ou apenas alegóricos. Podiam ainda ser forjadas para produzir armas ou objectos para rituais [3].

Nos dias de hoje existem limas de diferentes formas e tipos de picagem (figura 1) para diferentes utilizações, porém, não existe uma única classificação mundial das limas, embora possam ser classificadas em função da forma (chatas, meias-canais, quadradas, triangulares, redondas, etc.), em função do tipo e espaçamento da picagem (fina, meia-fina e bastarda), do comprimento do corpo (figura 2) e também da sua área de aplicação [2, 4].

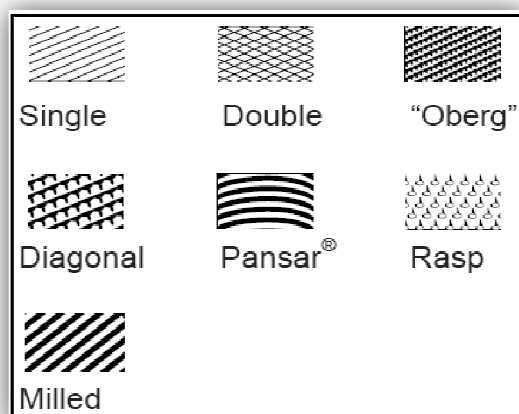


Figura 1 - Tipos de picagem existentes nas limas [4].



Figura 2 - Comprimento do corpo da lima [4].



Figura 3 - Vários tipos de limas (1-chata com cabo, 2-chata sem cabo, 3-lima para motosserra, 4-meia-cana com cabo, 5-grosa) [5].

Tabela 1 - Alguns tipos de limas mais comuns produzidos na *SNAE* e os respectivos perfis [4].

Tipo de lima	Chata	Meia-cana	Quadrada	Triangular	Redonda
Perfil					

2.3. Etapas do processo de produção de limas redondas¹

A produção de limas envolve uma série de etapas que devem ser executadas correctamente para a obtenção de um produto final de qualidade. No fluxograma seguinte (figura 4) mostra-se as diferentes etapas do processo de fabrico de limas de forma (incluindo as redondas de 12 mm que são o caso de estudo).

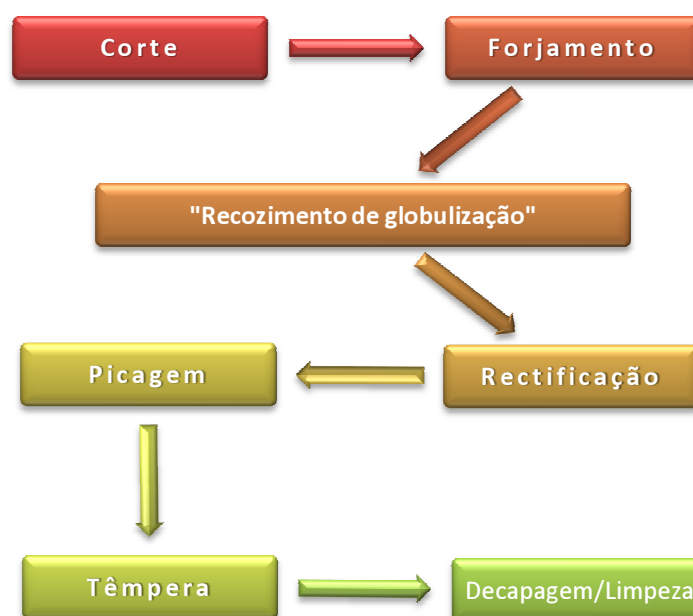


Figura 4 – Fluxograma representativo do processo de produção de limas

2.3.1. Corte

O primeiro processo na produção das limas é o corte das matérias-primas. Para o caso do tipo de limas em estudo, o corte acontece numa prensa mecânica. Esta prensa inicialmente é ajustada para o perfil em causa e calibrada para o comprimento pretendido. Em seguida o operador limita-se a introduzir continuamente as barras de aço na zona de corte da máquina.

2.3.2. Forjamento

Este processo tem como finalidade conformar a ponta e espiga da lima. Os pedaços de aço resultantes do corte, após esta etapa passam a ser designados por esboços. Antes de explicar o processo justifica-se observar o que é a espiga e a ponta da lima (ver figura 5).

¹ Todas as informações relativas aos processos foram recolhidas junto da SNAE



Figura 5 - Espiga e ponta da lima.

O processo em si é bastante simples: uma extremidade do aço resultante do corte é introduzido na forja, esta extremidade é aquecida por indução de modo a facilitar a maquinagem e só depois é conformada espiga. Para conformar a ponta o processo é idêntico. Por fim o esboço é retirado da máquina e a apara resultante é separada como sucata.

2.3.3. Tratamento Térmico - Recozimento de globulização (amaciamento)

Este tratamento térmico tem como finalidade melhorar a aptidão à picagem, isto é, transformar uma estrutura de perlite lamelar numa estrutura constituída por carbonetos globulizados numa matriz de ferrite, diminuindo a dureza de modo a que a picagem se processe mais facilmente e aumente o tempo de vida das ferramentas, já que o esforço a que estão sujeitas durante a conformação do aço vai ser inferior. Como já foi referido, um dos objectivos deste trabalho passará também pela eliminação desta etapa, para isso os aços a ensaiar devem ser fornecidos no estado macio.

Um exemplo do ciclo térmico deste tratamento é apresentado na figura 6.

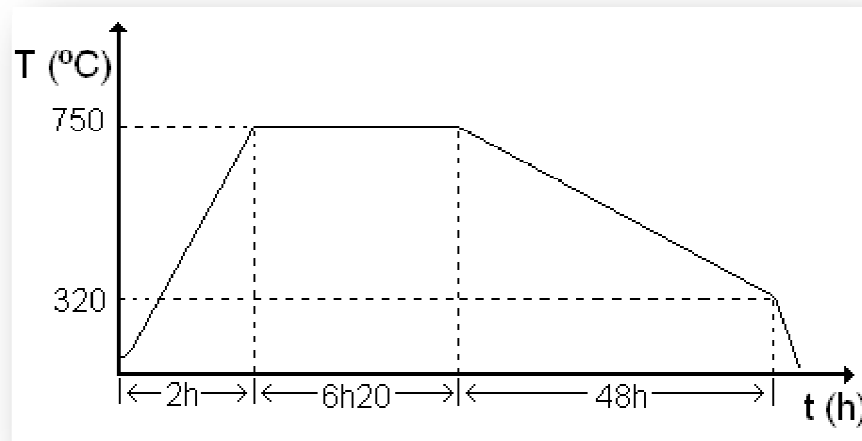


Figura 6 – Ciclo térmico do tratamento térmico de globulização da *SNAE*.

Após da colocação das cargas nos fornos, estes são devidamente fechados e dá-se início ao aquecimento. Este vai processar-se desde a temperatura ambiente até 750°C, esta primeira fase demora cerca de duas horas. A segunda etapa deste tratamento é o estágio que vai ser realizado a 750°C e vai demorar seis horas e vinte minutos. Seguidamente dá-se o arrefecimento, é realizado dentro do forno e demora aproximadamente 48h até atingir os 320°C. A esta temperatura os fornos são abertos, as cargas retiradas e colocadas num ventilador a ar até atingirem a temperatura ambiente. Ajusta-se referir, que os tempos mencionados dependem sempre da quantidade de carga introduzida nos fornos, estes podem ser ajustados em função de uma maior ou menor quantidade e a atmosfera é controlada com uma mistura de azoto e metanol para evitar uma oxidação excessiva e a perda de carbono à superfície.

Após este tratamento térmico os esboços das limas devem encontrar-se no estado macio com uma dureza cerca dos 190 HB, aptos a sofrerem as operações de maquinagem seguintes.

2.3.4. Rectificação

A rectificação no processamento das limas tem como objectivos garantir que as limas fiquem com as dimensões pretendidas, assim como remover óxidos presentes na superfície e ainda conferir alguma rugosidade que vai ser importante durante a picagem. No entanto pode acontecer de um modo indesejável alguma descarburização superficial

(figura 7) durante a rectificação devido ao aquecimento decorrente desta etapa, para se minimizar este efeito são utilizadas emulsões arrefecedoras.

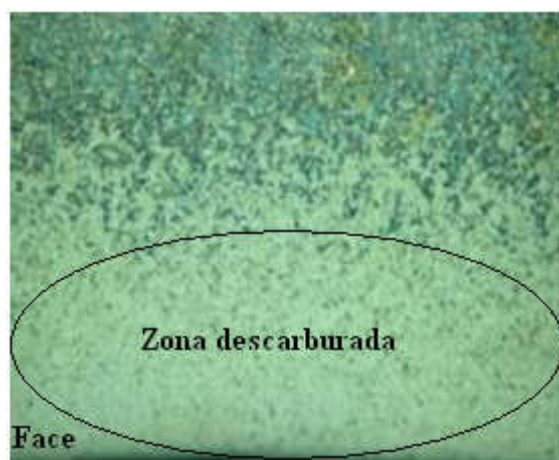


Figura 7 – Descarburção superficial na rectificação (ampliação 200×) [6].

Basicamente esta operação consiste em desbastar material utilizando mós em rotação. No caso das limas redondas esta etapa decorre em duas fases: a primeira consiste no afiamento, isto é, a extremidade do esboço é rectificada de uma forma cónica ficando esta parte do corpo da lima mais estreita que o restante. A segunda fase desta etapa é a rectificação do resto do corpo do esboço. Na figura 9 pode ver-se um esquema de rectificação das limas redondas.



Figura 8 – Rectificadora de limas redondas, SNAE.

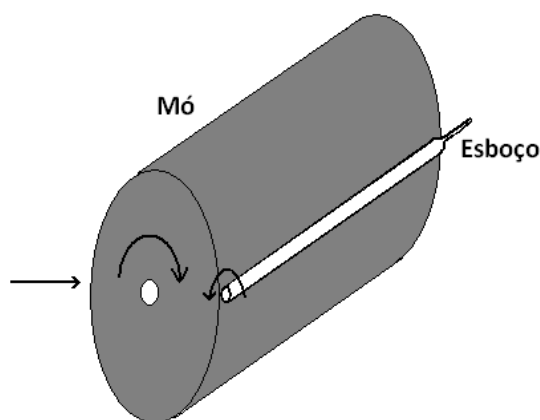


Figura 9 – Esquema de rectificação de limas redondas

2.3.5. Picagem

Este processo é responsável por conformar os “dentes” das limas. Isto é de extrema importância porque sem os “dentes” a lima não tem a capacidade de desbastar durante o serviço. Nesta etapa de produção o aço deve estar no estado macio para que a picagem se proceda mais facilmente, sem provocar empenos nas limas e de modo a prolongar a vida das ferramentas. Para facilitar esta etapa é aplicado um óleo lubrificante na superfície das limas, por isso é importante a rugosidade decorrente da rectificação para que óleo não escorra.

Essencialmente a picagem consiste em “bater”, com uma ferramenta mais dura que o aço em questão, contra a superfície do esboço de modo a fazer o dente (figura 11), esta ferramenta é denominada por cinzel e normalmente é produzida em carboneto de tungsténio – metal duro (WC).



Figura 10 – Máquina de picagem de limas redondas, SNAE

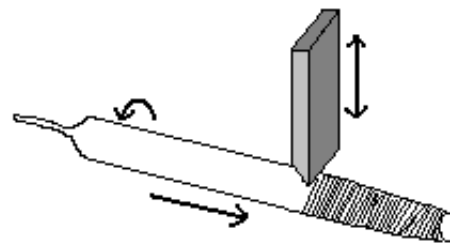


Figura 11 - Esquema de picagem das limas redondas.

Na picagem das limas redondas, o esboço está em rotação durante o seu avanço enquanto o cinzel se desloca verticalmente formando os dentes. Existem 3 velocidades de avanço do esboço e cada velocidade dá origem a um tipo de picagem. Para uma velocidade menor o tipo de picagem é fina, para uma velocidade intermédia o tipo de picagem é meia-fina e para uma velocidade superior o tipo de picagem é bastarda.

2.3.6. Têmpera

Esta etapa é a responsável por conferir às limas a dureza desejada. O tratamento consiste essencialmente em duas fases, aquecimento até à temperatura de austenitização

e arrefecimento em água ou óleo. O objectivo deste processo é produzir uma microestrutura martensítica com uma dureza na ordem dos 63 HRC.

A austenitização é um passo crítico na têmpera de um aço-ferramenta. É nesta etapa em que os elementos de liga se dividem entre a matriz austenítica (que se vai transformar em martensite) e os carbonetos precipitados. Estes carbonetos não contribuem apenas para a resistência ao desgaste, têm como função também controlar o tamanho de grão da austenite. Uma grande percentagem de carbonetos finamente dispersos, é mais eficiente no controlo do tamanho de grão da austenite do que grandes carbonetos. Compreenda-se que grandes carbonetos encontram-se menos dispersos criando menos barreiras ao avanço das fronteiras de grão da austenite. Para temperaturas de austenitização muito elevadas, os carbonetos dissolvem-se e pode ocorrer um crescimento de grão indesejado. Os elementos de liga que não precipitam em carbonetos encontram-se em solução na austenite, como foi referido antes, por isso a existência de carbonetos desempenha um papel fundamental na composição química da austenite que por sua vez determina a temperabilidade da liga. [7].

O outro passo crítico desta etapa é o arrefecimento da liga desde a temperatura de austenitização. Em geral a temperabilidade dos aços-ferramenta é alta, portanto, dependendo da composição química, das condições de austenitização e da secção da ferramenta, é possível obter a microestrutura e as propriedades pretendidas com um arrefecimento em óleo com o mínimo de distorção [7]. Contudo podem ser usados meios mais agressivos, na *SNAE* além do óleo é usada também água com cloreto de sódio (densidade = $1,18 \text{ g/cm}^3$; temperatura = $26 \pm 4^\circ\text{C}$) como meio de têmpera. Justifica-se a adição do cloreto de sódio porque este vai aumentar o ponto de ebulição da água originando assim uma menor formação de bolhas gasosas durante o arrefecimento, permitindo assim que a lima se mantenha mais tempo em contacto com a água contribuindo para um arrefecimento mais rápido. A principal desvantagem desta técnica é o facto de a água com cloreto de sódio ser mais corrosiva que a água simples ou óleo [8].

A martensite forma-se nos aços-ferramenta quando as condições de arrefecimento e a temperabilidade são suficientes para prevenir formação de carbonetos proeutectóides, perlite e bainite. A morfologia da microestrutura martensítica vai depender da composição da austenite e do seu tamanho de grão, devido a este facto é muito importante a temperatura de austenitização e a presença de carbonetos finamente dispersos durante esta etapa [7].

O aquecimento para o tratamento térmico de endurecimento no caso das limas, normalmente é feito por indução, como no caso da *SNAE*. O aquecimento por indução é um método extremamente versátil de endurecer um aço. Este aquecimento é conseguido através da colocação do aço num campo magnético gerado por uma alta-frequência de corrente alternada que passa através de um indutor, normalmente uma espiral de cobre arrefecida com água. O campo magnético alternado rapidamente estabiliza dentro da espiral que induz a corrente (I) no aço. A corrente induzida vai gerar o aquecimento (H) segundo a seguinte equação (1):

$$(1) H = I^2 R [7],$$

onde o R é a resistência eléctrica. O aço que inicialmente é constituído por ferrite ou por uma estrutural cristalina CCC do ferro, é ferromagnético até à temperatura de Curie (768°C) e a rápida mudança de direcção dos domínios magnéticos no aço dentro do campo da espiral também gera um aquecimento considerável. Quando se transforma em austenite, que não é magnética, a sua contribuição para o aquecimento por indução torna-se insignificante [7].

A profundidade do aquecimento gerado por indução está relacionada com frequência da corrente alternada. Quanto mais alta for a frequência, menos profundo é o aquecimento. Assim sendo, casos mais profundos de aquecimentos e mesmo casos de têmperas totais são conseguidos usando frequências mais baixas [7].

Na *SNAE* são usadas altas (50 MHz) e médias (300 kHz) frequências já que as limas apresentam baixas espessuras, conseguindo-se assim produzir uma têmpera total.

A duração dos ciclos de indução é extremamente curta, apenas alguns segundos. Como resultado disto, o tempo para a formação de austenite é muito limitado e a compensação é feita aumentando a temperatura de austenitização. A elevada velocidade do aquecimento gerado pela indução eleva substancialmente a A_{c3} . Contudo, altas temperaturas de austenitização, podem resultar num crescimento de grão da austenite, como foi referido. Uma consequência interessante da curta duração dos ciclos de indução é o desenvolvimento de uma dureza acima do esperado, também referida muitas vezes como superdureza. Esta superdureza resulta do facto da martensite formar-se a partir de um tamanho de grão muito pequeno da austenite [7].

Devido à massa das limas em estudo é necessário que o aquecimento se proceda com uma indução de média-frequência de maneira a conseguir uma têmpera total, porém as células de média-frequência (figura 12) da *SNAE* apenas estão preparadas para

temperar em água com cloreto de sódio. Por isso o teste destes aços apenas se procederá utilizando este meio como meio de têmpera.

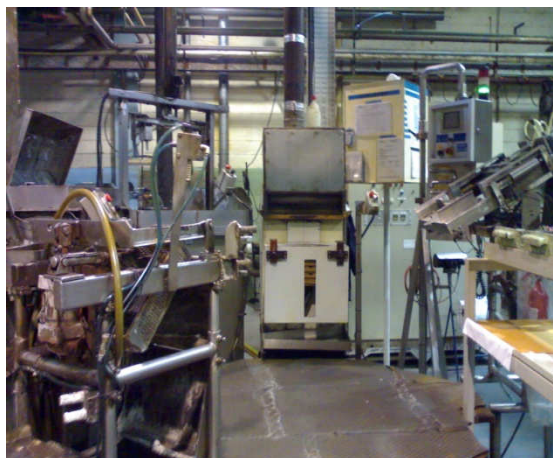


Figura 12 – Célula de têmpera de média-frequência, SNAE.

A têmpera do tipo de limas em estudo com o aço usado actualmente na SNAE ocorre com um aquecimento por indução até a temperatura de austenitização de 870°C, este ciclo demora cerca de 25 ± 2 segundos. Seguidamente, como já foi referido, são mergulhadas em água com cloreto de sódio.

2.3.7. Decapagem/Limpeza

Esta etapa destina-se a remover a carepa e alguns óxidos formados na têmpera e nas etapas anteriores. Na SNAE a limpeza é feita com uma solução de ácido sulfúrico a 10% e com projecção de esfera de vidro. Em termos químicos o ácido sulfúrico vai combinar-se com a camada superficial do ferro formando um sulfureto de ferro, limpando-a ($\text{Fe}^{2+} + 2\text{SO}_4^- \rightarrow \text{Fe}(\text{SO}_4)_2$). A projecção da esfera de vidro destina-se a limpar os restos do ácido sulfúrico da superfície, deixando-a livre de qualquer contaminante antes da aplicação de um óleo anti-corrosivo. A aplicação deste óleo pretende proteger as limas da humidade atmosférica e impedir a formação de óxidos durante o tempo de armazenamento e durante o transporte por via marítima.

2.3.8. Controlo da qualidade do produto

Embora esta etapa não faça parte do processo produtivo das limas, é uma etapa de elevada importância. Um operador experiente controla visualmente o empeno assim como outros pequenos defeitos (fissuras, aspecto geral da picagem, limpeza, etc) resultantes das etapas anteriores. É ainda controlada a dureza das limas – “teste de

ferro”, utilizando um aço com uma dureza conhecida (57-58 HRC). Este aço é passado sob a superfície da lima e deverá sentir-se a “agarrar”, indicando que a dureza da lima se encontra dentro dos parâmetros. Caso o aço não “agarre” a lima não terá a dureza pretendida.

2.4. Aços-ferramenta ensaiados

Com o objectivo da selecção dos aços mais indicados para testar na produção de limas, primeiramente fez-se uma pesquisa bibliográfica. Considerou-se que aços-ferramenta, segundo a classificação AISI dos grupos W (de têmpera em água), O (para trabalho a frio de têmpera em óleo) e L (para fins especiais de baixa liga) seriam os mais indicados, devido ao seu baixo custo (baixa % em elementos de liga) e à elevada resistência ao desgaste a frio.

Devido à escassez de tempo para a realização do trabalho, limitou-se o fornecimento dos aços a fornecedores nacionais, na esperança que os aços fossem entregues o mais rápido possível. Fez-se então uma pesquisa pelos fornecedores e os aços mais indicados foram encontrados com perfil redondo de 12 mm na *Universal Afir S.A.* Importa também referir que um dos aspectos que foi levado em conta nesta pesquisa foi a composição química, já que o objectivo é encontrar alternativas ao aço utilizado actualmente na *SNAE* (tabela 2 - composição química). Perspectiva-se, que aços com composições químicas próximas do aço corrente devem apresentar comportamentos semelhantes, tanto em fabricação como em serviço.

Tabela 2 - Composição química do aço usado actualmente na SNAE

Elemento	C	Si	Mn	Cr
(%)	1,30	0,25	0,30	0,35

2.4.1. AISI O1

Este é o aço-ferramenta do grupo O mais comum e encontra-se com a designação comercial de K460. Este aço-ferramenta de têmpera em óleo é um aço muito versátil para uma grande variedade de aplicações de trabalho a frio, resultado da presença de cromo e de tungsténio na sua composição química (tabela 3). Caracteriza-se por ter: boa maquinabilidade, boa estabilidade dimensional durante a têmpera e por ter uma boa combinação entre a resistência ao impacto e elevada dureza superficial após têmpera e revenido [9, 10].

A combinação destas características permite um tempo de vida da ferramenta considerável em conjunto com custos produtivos relativamente baixos. Pode ainda ser fornecido de várias formas de modo a facilitar as operações do produtor da ferramenta [10].

As principais aplicações deste aço são ferramentas de corte e desgaste. É utilizado também em componentes de máquinas, nas quais é importante uma boa resistência ao desgaste, como por exemplo, matrizes e punções, calibres, mandris, machos, cassonetes, roletes de cravação, entre outros [10, 11].

Tabela 3 - Composição química do AISI O1 [11]

Elemento	C	Si	Mn	Cr	V	W
%	0,95	0,25	1,10	0,55	0,10	0,55

Relativamente aos tratamentos térmicos deste aço, recomenda-se para amaciamento um estágio entre 760 e 790°C, com uma duração que vai depender da sua espessura, seguido de um arrefecimento lento (22°C/h até temperaturas abaixo de Ms). Após este tratamento a dureza deve situar-se entre 185 e 215 HB [9].

Em relação ao tratamento térmico de têmpera, o K460 apresenta uma boa aptidão, com uma baixa tendência a empenar ou a fracturar. Esta boa aptidão à têmpera é garantida pela presença do manganês e do crómio que vão impedir a nucleação e o crescimento da perlite e da bainite, e como consequência, a martensite forma-se a temperaturas mais baixas, sendo mais dura que a formada a temperaturas superiores. O crómio pode ainda formar carbonetos muito duros, tal como o tungsténio, responsáveis por uma boa resistência ao desgaste. Após têmpera a dureza deste aço pode variar entre 57 e 65 HRC e a sua microestrutura é composta por martensite e carbonetos. Para a realização deste tratamento térmico recomenda-se uma velocidade de aquecimento lenta e um pré-aquecimento até entre 600 – 700°C seguido de um pequeno estágio. Posteriormente aquece-se até à temperatura de austenitização (800 – 850°C). O arrefecimento normalmente é realizado em óleo, mas secções mais espessas deste aço, também podem ser temperadas em água. [9, 10, 12].

2.4.2. AISI L2

Este aço-ferramenta para fins especiais de baixa liga encontra-se sob a designação comercial de K510. Aços deste grupo são usados regularmente como alternativas aos aços dos grupos W e O. O K510 caracteriza-se por ter uma elevada

resistência ao desgaste a frio conferida pela elevada percentagem em carbono (composição química – tabela 4) e por ter uma boa resistência mecânica. Estas características tornam-no ideal para aplicações como por exemplo: brocas, mandris, limas rotativas, punções, etc. [9, 11]

Tabela 4 - Composição química do AISI L2 [11]

Elemento	C	Si	Mn	Cr	V
%	1,18	0,25	0,30	0,70	0,10

Em relação aos tratamentos térmicos deste aço, para o recozimento de amaciamento recomenda-se um estágio entre 760 e 790°C, com uma duração que vai depender da espessura. Seguidamente ao estágio, recomenda-se um arrefecimento lento, com uma velocidade não superior a 22°C/h até abaixo de Ms. Depois deste tratamento, a dureza deve situar-se entre 165 e 200 HB. Relativamente à têmpera, o K510 apresenta uma boa aptidão garantida pela elevada percentagem de carbono e pela presença do crómio, que vai desempenhar um papel igual ao referido para o AISI O1. Para a realização deste tratamento recomenda-se um aquecimento lento até à temperatura de austenitização, esta vai variar dependendo se o arrefecimento vai ser realizado em água ou óleo. Para têmpera em óleo recomenda-se uma temperatura de austenitização entre 845 e 925°C e para têmpera em água entre 790 e 845°C. Após este tratamento, a dureza deste aço pode variar desde 45 até 63 HRC dependendo do meio da têmpera utilizado e da secção a temperar. [9, 12]

2.4.3. AISI L3

Apesar da bibliografia referir que este aço deixou de ser produzido devido a falhas em serviço, encontra-se disponível sob a designação comercial de K200. As suas características assemelham-se muito às características do AISI L2: elevada resistência ao desgaste a frio e boa resistência mecânica. Os elevados teores em crómio e carbono presentes na sua composição química (tabela 5) garantem um bom desempenho em aplicações como por exemplo: anéis de rolamentos, roletes, cavilhas, casquilhos, anilhas, etc. [9, 11]

Tabela 5 - Composição química do AISI L3 [11]

Elemento	C	Si	Mn	Cr
%	1,00	0,25	0,35	1,50

Relativamente aos tratamentos térmicos para este aço, a informação disponível é muito escassa, ainda assim, para o recozimento de amaciamento recomenda-se uma temperatura entre 720 e 750°C seguido de um arrefecimento lento a uma velocidade semelhante à recomendada para o AISI L2 (não superior a 22°C/h). Em relação à têmpera, este aço também apresenta uma boa aptidão garantida pelo elevado teor em crómio. Conforme a secção que se pretende temperar, este aço pode também ser temperado em água ou óleo. Para têmpera em água recomenda-se uma temperatura de austenitização entre 800 e 830°C e para têmpera em óleo entre 830 e 860°C. Após este tratamento a dureza varia normalmente entre os 55 e os 64 HRC [11, 13].

3. Procedimentos - Técnicas e métodos

De forma a complementar, verificar e corroborar os testes industriais, foram realizados ensaios laboratoriais, de entre os quais se destaca o ensaio de desgaste, uma vez que é o que dá informação sobre o desempenho de cada aço em serviço. Realizaram-se ainda ensaios de tracção, dureza e fez-se observação microestrutural. As técnicas e os equipamentos utilizados para estes ensaios serão apresentados nos pontos seguintes. Ajusta-se referir que os ensaios laboratoriais apenas foram realizados para o tipo de picagem meia-fina, no entanto foram produzidas limas com os outros dois tipos de picagem que também foram acompanhadas ao longo da linha de produção.

3.1. Observação microestrutural

Para o estudo das microestruturas foram recolhidas sempre 3 amostras, que seguidamente foram desbastadas em lixas de SiC e o acabamento foi feito com suspensão de diamante em base aquosa de 1 µm. Após acabamento as amostras foram devidamente lavadas em ultra-sons e atacadas com Nital a 2% durante 5 segundos. Em seguida observaram-se as microestruturas num microscópio óptico de reflexão “Zeiss – Axiovert 100^a”, que integra uma câmara digital, modelo “AXIOCAM MRC5 Zeiss”. O software deste equipamento possibilitou ainda a comparação de altura dos dentes das limas dos diferentes aços testados.

3.2. Ensaio de dureza sob baixa carga

Para a realização dos ensaios de dureza, foram utilizadas amostras com o mesmo tipo de acabamento que as usadas para a observação microestrutural. Os ensaios foram executados em duas máquinas diferentes devido a uma avaria da primeira – “Duramin-1 Struers” (figura 13). Para completar os ensaios foi utilizado o microdurímetro “Shimadzu M 87433” (figura 14). Todos os ensaios foram realizados com uma carga de 2,95 N e com uma duração de 15 segundos.

Por cada resultado apresentado foram recolhidas três amostras e foram realizadas cinco incisões em cada uma.



Figura 13 – Microdurímetro “Duramin-1 Struers”.



Figura 14 – Microdurímetro “Shimadzu M 87433”.

3.3. Ensaio de tracção

Com o objectivo de avaliar a aptidão à picagem de cada aço através da transição elasto-plástica ($R_{0,2}$), realizaram-se ensaios de tracção (3 por cada aço) [14].

Os ensaios foram executados com provetes (figura 15) maquinados segundo a norma ASTM A 370 – 03^a – “Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products”, que seguidamente foram recozidos para eliminar o encruamento causado pela maquinagem e decapados com uma solução de ácido sulfúrico a 10%.

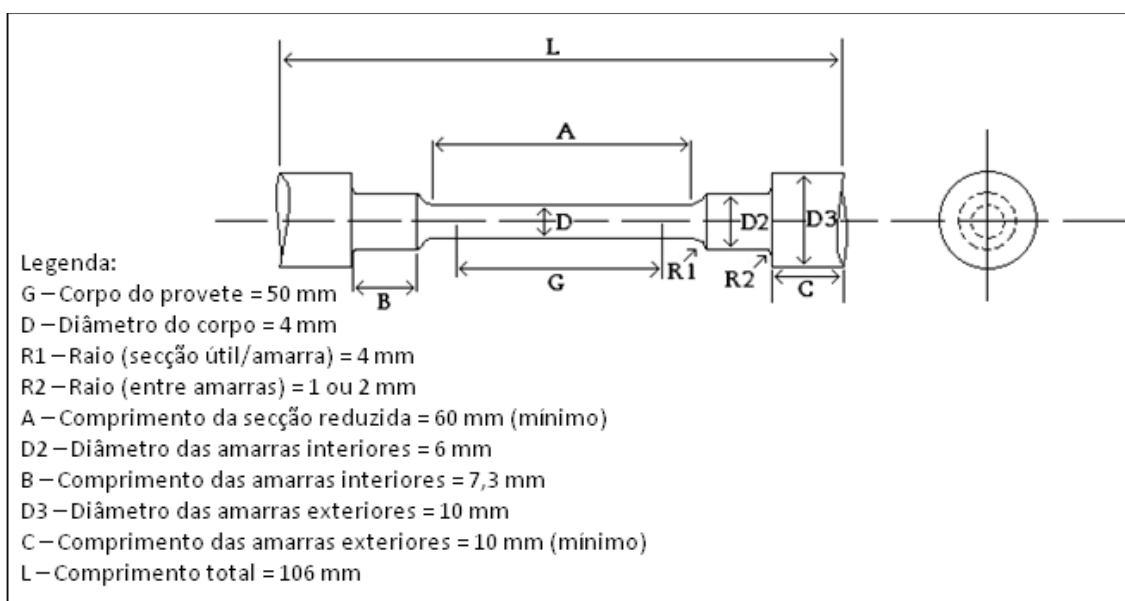


Figura 15 – Dimensões dos provetes para ensaio de tracção

Para realizar os ensaios foi utilizada a máquina de tracção (figura 16) de marca “Shimadzu A6 – A R1”, com extensómetro (figura 17) e as condições para a realização do ensaio foram as seguintes:

- Força máxima = 250 kN;
- Velocidade de avanço = 10 mm/min;
- Aquisição de pontos = 5 por segundo;
- Deslocamento máximo = 500 mm;



Figura 16 – Máquina de ensaios de tracção utilizada



Figura 17 – Pormenor da realização do ensaio de tracção, extensómetro.

3.4. Ensaio de desgaste

Uma vez que as limas são ferramentas para desgaste a frio, este ensaio mostrou-se de interesse acrescido, porque deu a indicação sobre o seu desempenho durante o serviço. Na falta de uma máquina adequada para testar limas redondas, foi necessário adaptar um ensaio. Inspirado na patente americana de 24 de Dezembro 1996, nº 5587925 – “File Testing Techniques”, pela referência [15] e pelo ensaio realizado na *SNAE* para limas chatas, foi desenvolvido este ensaio.

O ensaio teve como objectivo simular o trabalho que as limas realizam em serviço, de forma a comparar o desempenho do aço da *SNAE* com o desempenho atingido pelos aços testados. Para isso foi utilizado um varão de um aço standard (Ck 45) onde as limas realizaram desbaste. A informação retirada do ensaio dá indicação dos milímetros desbastados por cada aço durante 20 minutos.

A máquina utilizada foi o serrote mecânico presente na oficina do DEMM (Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais) da marca “Selva” (figura 18), o esquema idealizado encontra-se na figura 19 e o procedimento adoptado para cada ensaio será apresentado em seguida.



Figura 18 – Serrote mecânico utilizado para o ensaio de desgaste.

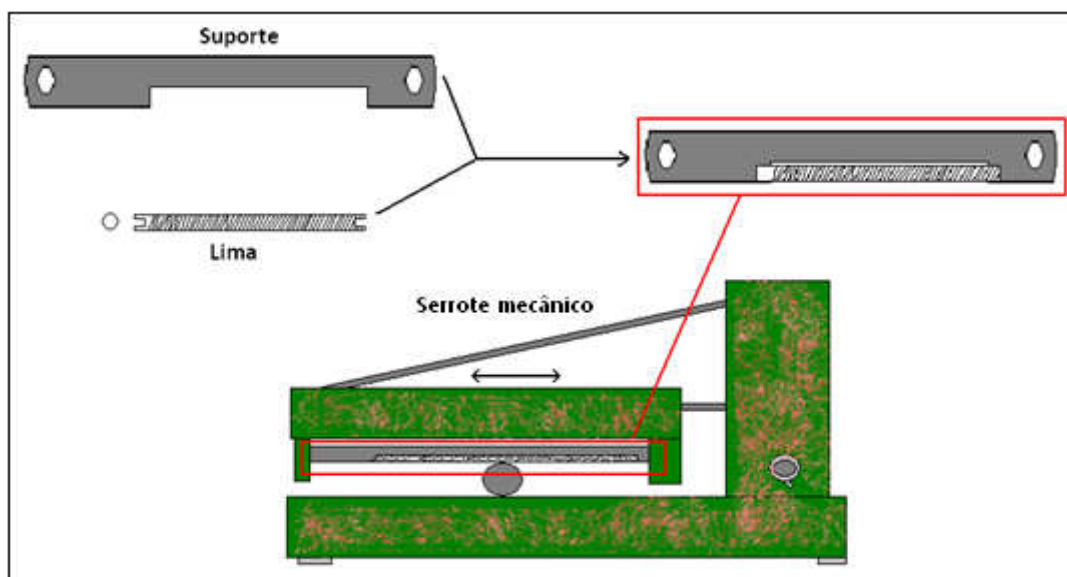


Figura 19 – Esquema de preparação do ensaio de desgaste

Procedimento:

1. Corte da espiga e da ponta (zona afiada) da lima de modo que esta fique com um comprimento total de 235 ± 2 mm.
2. Preparação do suporte para fixar a lima (figura 20);
3. Realização de duas pequenas incisões nas extremidades da lima para que encaixe no suporte (figura 21);
4. Pesagem da lima;
5. Fixação da lima no suporte e montagem no serrote mecânico (com o topo da lima virado para o cabeçote da máquina);
6. Colocação do varão de aço (Ck 45 com diâmetro de 25 mm e com uma dureza média de 235 ± 10 HV) no local do corte;
7. Ligar a refrigeração da máquina;
8. Ligar e descer o serrote mecânico;
9. Subir o serrote mecânico no final de 5 minutos e desligar;
10. Avançar o varão para que o desgaste recomece novamente no seu topo;
11. Repetir 8, 9 e 10 até perfazer um total de 20 minutos;
12. Retirar a lima do suporte;
13. Lavar, escovar com escova de arame (aproximadamente durante $\frac{1}{2}$ minuto), lavar novamente e soprar a lima com ar comprimido;
14. Pesagem da lima;
15. Medir a secção do varão nos quatro locais onde a lima desbastou;



Figura 20 – Suporte para a lima



Figura 21 – Lima cortada e com incisões para encaixar no suporte



Figura 22 – Lima e suporte encaixados



Figura 23 – Pormenor da realização do ensaio

Embora as limas, usualmente, sejam utilizadas em meios secos, optou-se por ligar a refrigeração da máquina porque a força exercida pelo cabeçote e a velocidade de passagem eram excessivas, dando origem a um aquecimento prejudicial para o ensaio. A lavagem e escovagem das limas após o ensaio tiveram como finalidade a remoção da limalha que possa ter ficado “encravada” entre os dentes.

Este ensaio contou com algumas variáveis difíceis de controlar, nomeadamente, velocidade de subida e descida do cabeçote da máquina, caudal da lubrificação e precisão das incisões realizadas nas limas para encaixar no suporte. No entanto, foi possível estabelecer um padrão de comportamento e dos resultados obtidos foram

bastantes satisfatórios. Tendo em conta estas variáveis, considerou-se que 15 ensaios por aço garantiam alguma confiança nos resultados obtidos, garantindo também a reprodutibilidade do ensaio. Denota-se que durante os ensaios foi apenas utilizado cerca de 60% do corpo da lima.

As secções restantes no varão de cada etapa dos ensaios foram medidas por três pessoas diferentes, que realizaram três medições em cada secção devido ao seu formato côncavo.

4. Resultados

Além dos resultados dos ensaios dos três aços seleccionados para este estudo, serão também apresentados resultados dos ensaios realizados no aço corrente utilizado na *SNAE*, para que se possam estabelecer algumas comparações.

4.1. Estado de fornecimento

4.1.1. Aço *SNAE*

Este aço não é fornecido no estado macio como se pode comprovar pelos ensaios de dureza realizados. Apresenta uma dureza de 330 ± 10 HV e como se pode observar na figura 24, a sua microestrutura é composta por perlite e cementite pré-eutectoide.

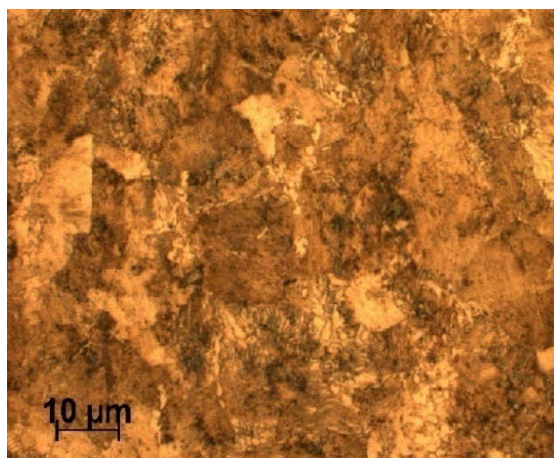
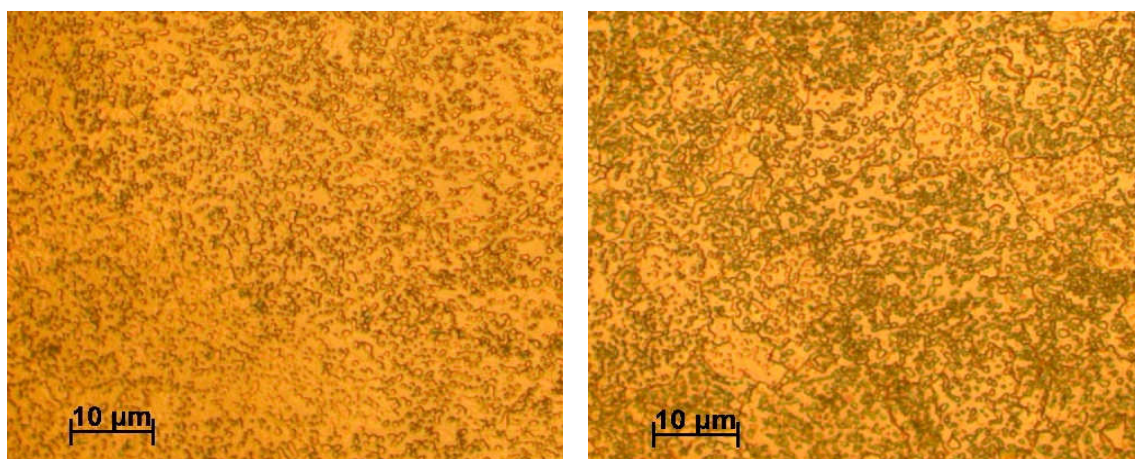


Figura 24 – Microestrutura do aço utilizado actualmente na *SNAE* no estado de fornecimento, perlite (zonas escuras) e cementite pró-eutectoide (zonas claras).

4.1.2. AISI O1 (K460)

No ensaio de dureza verificou-se que este aço é fornecido num estado macio, apresentou um valor de 215 ± 10 HV. Como se pode observar nas figuras 26 e 27, a sua microestrutura é composta por carbonetos globulizados numa matriz de ferrite.



Figuras 25 e 26 – Microestrutura do AISI O1 no estado fornecido, carbonetos globulizados numa matriz de ferrite.

4.1.3. AISI L2 (K510)

No ensaio de dureza este aço apresentou um valor de 270 ± 10 HV, claramente excessivo para o estado macio. Nas figuras 27 e 28 pode-se observar a sua microestrutura composta por carbonetos globulizados, que não são totalmente esferoidais, numa matriz de ferrite.

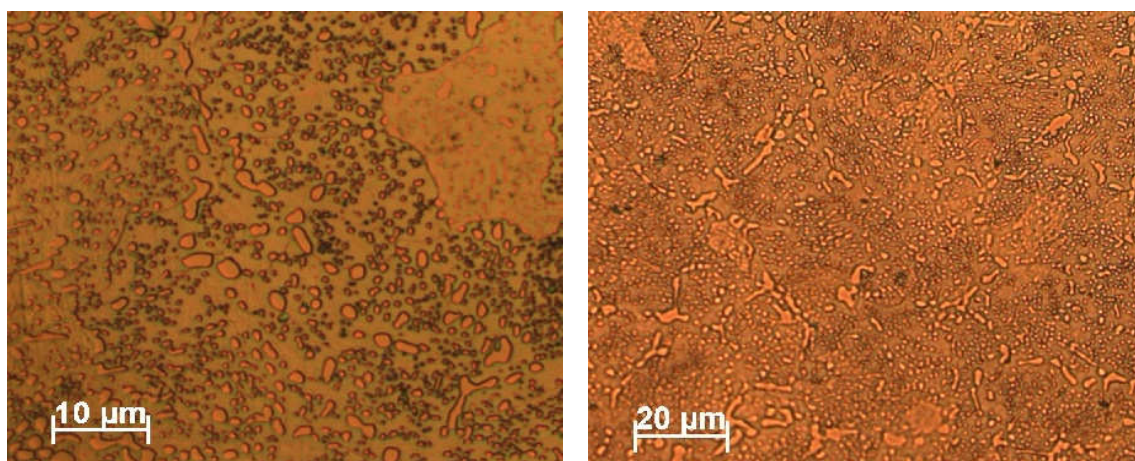
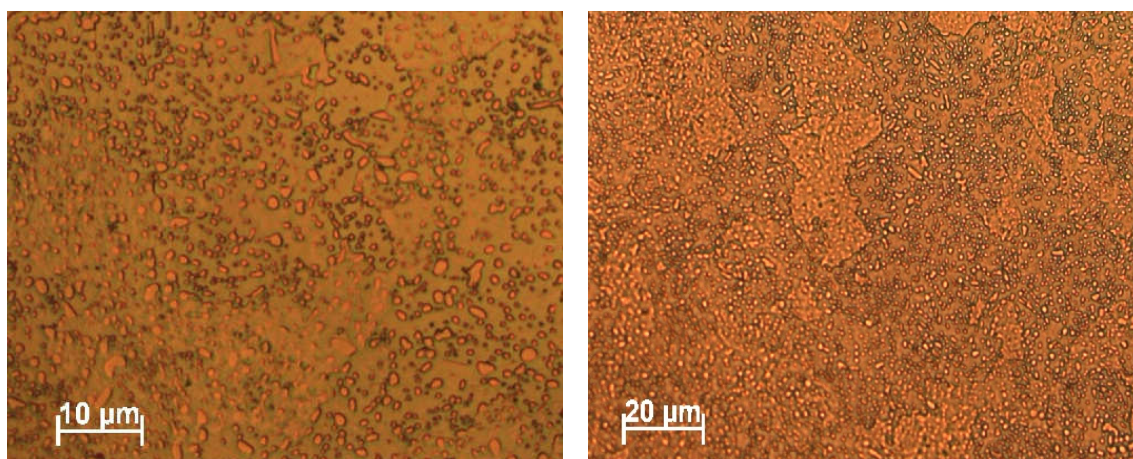


Figura 27 e 28 – Microestruturas do AISI L2 no estado fornecido, carbonetos globulizados numa matriz de ferrite

4.1.4. AISI L3 (K200)

Tal como o aço anterior, este é fornecido com uma dureza excessiva para o estado macio, 260 ± 10 HV. Nas figuras 29 e 30 pode observar-se a microestrutura composta por carbonetos globulizados numa matriz de ferrite.



Figuras 29 e 30 – Microestrutura do AISI L3 no estado fornecido, carbonetos globulizados numa matriz de ferrite.

4.2. Recozimento de globulização

Como já foi referido e observado anteriormente, o aço actual da *SNAE* não é fornecido no estado macio com uma estrutura globulizada, por isso, após o corte e antes de seguir para as restantes etapas, sofre um recozimento de amaciamento, designado na *SNAE* por recozimento de globulização. Optou-se também por colocar algumas amostras dos aços de teste no forno de recozimento, para poder determinar se é possível baixar a dureza com que é fornecido. No entanto estes aços seguiram para as restantes operações sem serem sofrerem este tratamento.

4.2.1. Aço SNAE

No ensaio de dureza realizado neste aço após o recozimento de globulização obteve-se o valor de 195 ± 10 HV. A microestrutura passou a ser constituída por carbonetos globulizados numa matriz de ferrite como se pode ver na figura 31.

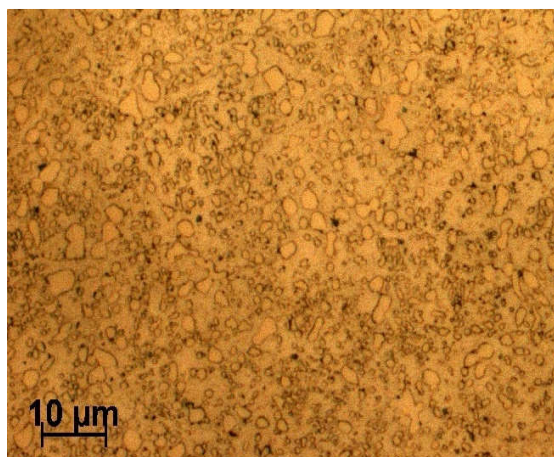


Figura 31 – Microestrutura do aço usado actualmente na *SNAE* após recozimento de globulização, carbonetos globulizados numa matriz de ferrite.

4.2.2. AISI O1 (K460)

A dureza deste aço após o referido tratamento térmico manteve-se na ordem dos 215 ± 10 HV. Na observação microestrutural (figura 32), verifica-se a presença de carbonetos globulizados numa matriz de ferrite.

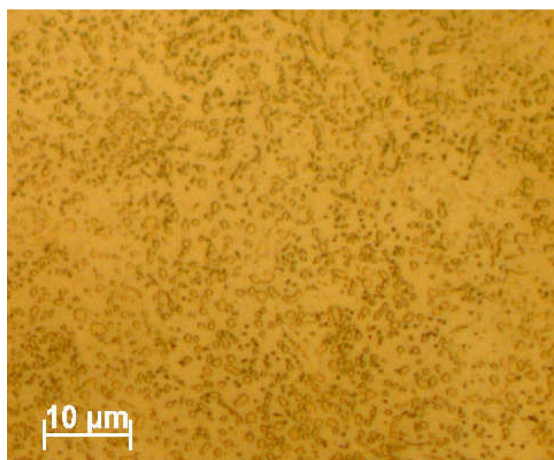


Figura 32 – Microestrutura do AISI O1 após o recozimento de amaciamento, carbonetos globulizados numa matriz de ferrite.

4.2.3. AISI L2 (K510)

Após o recozimento de globulização, este aço baixou a sua dureza para 210 ± 10 HV. A sua microestrutura presente na figura 33 é constituída na sua totalidade por carbonetos globulizados numa matriz de ferrite.

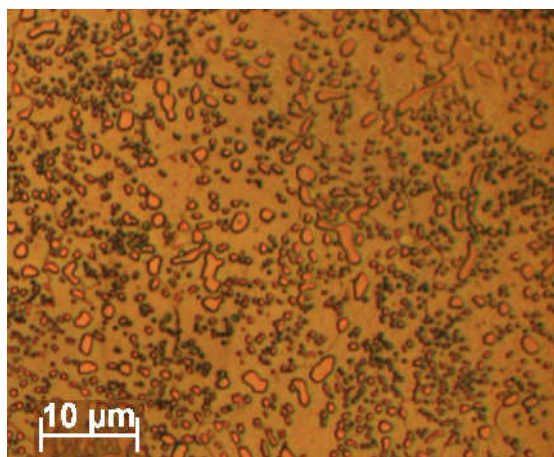


Figura 33 - Microestrutura do AISI L2 após o recozimento de amaciamento, carbonetos globulizados numa matriz de ferrite.

4.2.4. AISI L3 (K200)

No resultado do ensaio de dureza deste aço após o recozimento de amaciamento, verifica-se, tal como no aço anterior, uma descida para 205 ± 10 HV. Microestruturalmente (figura 34), verifica-se presença de carbonetos globulizados numa matriz de ferrite.

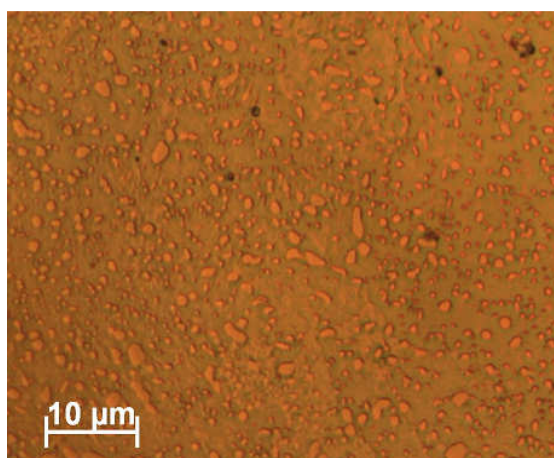


Figura 35 - Microestrutura do AISI L3 após o recozimento de amaciamento, carbonetos globulizados numa matriz de ferrite.

4.3. Ensaios de tracção

Os valores (máximos e mínimos) mais importantes para o estudo destes aços que foram recolhidos no ensaio de tracção estão apresentados na tabela 6.

Tabela 6 - Valores máximos e mínimos recolhidos dos ensaios de tracção para cada aço.

Aço	R _{0,2} (MPa)		R _m (MPa)		Extensão após ruptura (%)	
	Máx.	Mín.	Máx.	Mín.	Máx.	Mín.
Aço SNAE	371	359	660	638	10,8	10,4
AISI O1	573	559	731	722	10,1	9,4
AISI L2	397	382	615	588	8,9	8,5
AISI L3	342	323	673	651	9,7	8,6

4.4. Comportamento dos diferentes aços nas etapas de conformação

4.4.1. Corte

O comportamento dos três aços de teste nesta etapa foi idêntico. Todos apresentam uma pequena deformação na zona do corte, resultado da força exercida pela prensa. No entanto, a deformação é ligeiramente mais pronunciada no AISI O1 (K460). Verificou-se ainda que o diâmetro deste aço não tem 12 mm, mas sim 12,7 mm. Além desta pequena limitação, outro dos obstáculos foi a presença de muito óleo na superfície do AISI O1 e do L2, o que dificultou o trabalho do operador, porque os torna muito escorregadios para serem introduzidos na prensa manualmente. Este obstáculo é facilmente ultrapassado limpando os varões antes de iniciar o corte, resultando num aumento do gasto do papel e numa maior demora nesta etapa.

4.4.2. Forjamento

Nesta etapa do processo de fabrico, o comportamento dos aços foi idêntico ao comportamento do aço usado actualmente. Não ocorreu nenhuma situação que mereça relevo.

4.4.3. Rectificação

A maior dificuldade nesta etapa foi na rectificação do AISI O1, devido ao seu diâmetro superior necessitou de mais tempo para ficar com o diâmetro pretendido, aumentando assim o desgaste da mó. Normalmente, uma mó antes de ser rectificada, consegue rectificar aproximadamente 200 limas, neste aço apenas se conseguiram rectificar 50 entre cada rectificação da mó.

Nos outros dois aços o processo decorreu normalmente, apresentando um comportamento semelhante ao aço actual.

Para verificar as modificações na face dos aços, fez-se observação microestrutural (figuras 36, 37 e 38) e ensaios de dureza (esquema para a realização das identificações e recolha de microestruturas na figura 35), os resultados estão apresentados na tabela 7.



Figura 35 – Esquema para a realização dos ensaios de dureza e recolha de microestruturas nas amostras rectificadas.

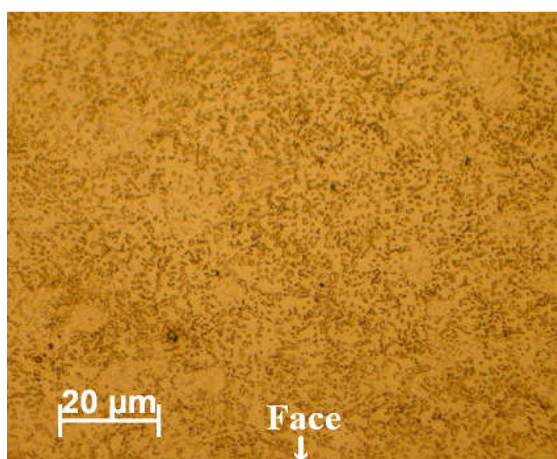


Figura 36 – Microestrutura da face do AISI O1 após rectificação, carbonetos globulizados numa matriz de ferrite.

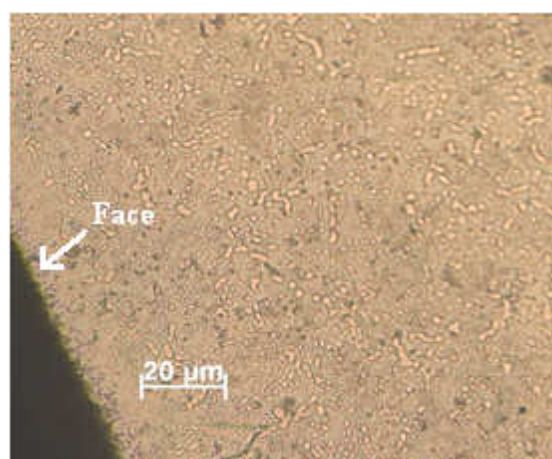


Figura 37 – Microestrutura da face do AISI L2 após rectificação, carbonetos globulizados numa matriz de ferrite.

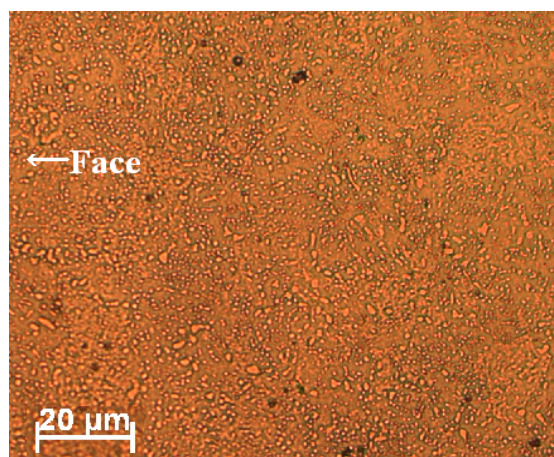


Figura 38 – Microestrutura da face do AISI L3 após rectificação, carbonetos globulizados numa matriz de ferrite.

Tabela 7 – Resultados dos ensaios de dureza realizados na face de cada aço após rectificação.

Aço	Dureza Vickers na face (± 10)
AISI O1	250
AISI L2	265
AISI L3	265
Aço SNAE	200

4.4.4. Picagem

Esta etapa decorreu normalmente para todos os aços, a percentagem de sucata, assim como a frequência com que o cinzel partiu, foi muito idêntica à do aço actual. Verificou-se apenas que os dentes, para todos os aços, ficaram com uma altura ligeiramente inferior mas que se considerou aceitável (figuras 39, 40, 41 e 42).

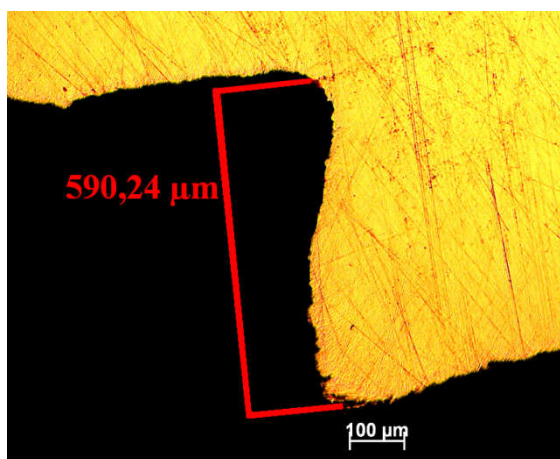


Figura 39 – Altura do dente do aço actual

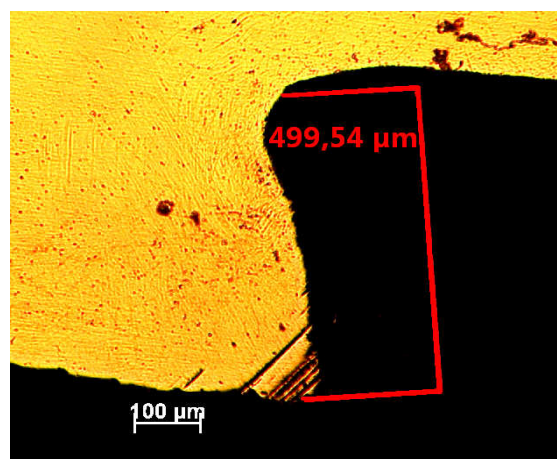


Figura 40 – Altura do dente do AISI L3

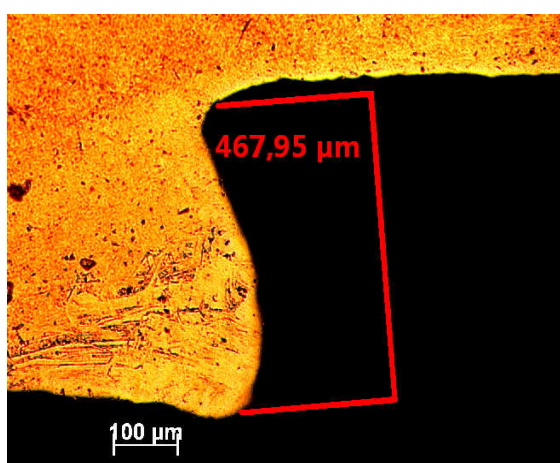


Figura 41 – Altura do dente do AISI O1

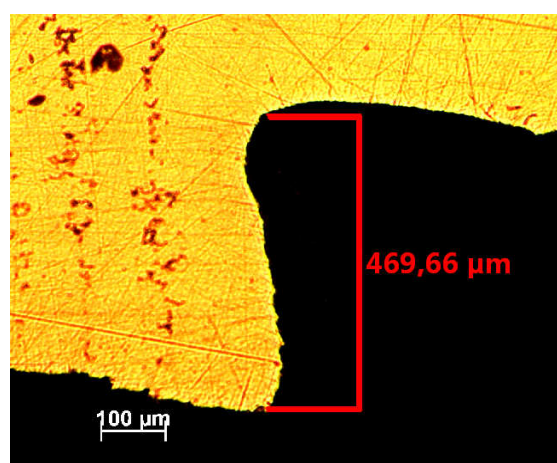


Figura 42 – Altura do dente do AISI L2

Realizou-se ainda ensaio de dureza na face para verificar o encruamento causado por esta etapa, os resultados estão presentes na tabela 8.

Tabela 8 - Resultados dos ensaios de dureza na face de cada aço após picagem.

Aço	Dureza Vickers na face (± 10)
AISI O1	300
AISI L2	325
AISI L3	330
Aço SNA	255

Visto a dureza dos aços AISI L2 e L3 diminuir após o recozimento de amaciamento da SNAE, optou-se por picar algumas amostras destes dois aços que foram

sujeitos a este tratamento. Nas figuras 43 e 44 estão representadas as alturas dos dentes dessas amostras.

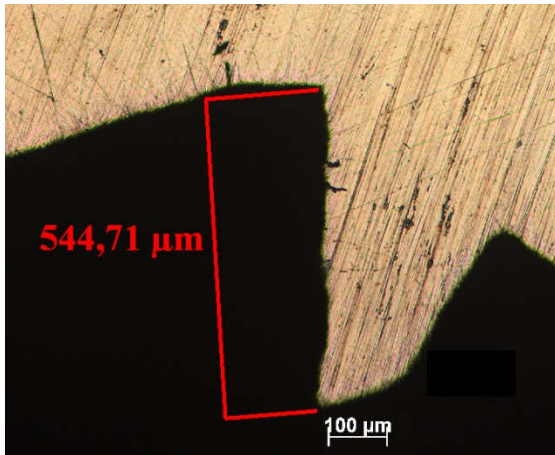


Figura 43 – Altura do dente do AISI L3 após recozimento de amaciamento.

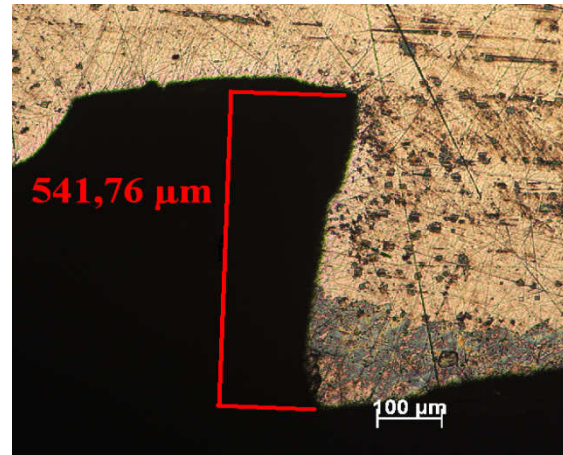


Figura 44 – Altura do dente do AISI L2 após recozimento de amaciamento.

4.5. Têmpera

4.5.1. Aço SNAE

O tipo de limas em estudo, produzidas com o aço corrente, actualmente tempera austenitizando a 870°C seguido de um arrefecimento em água com cloreto de sódio. Após o tratamento, o aço apresenta uma dureza de 790 ± 50 HV no núcleo e 885 ± 50 HV na face. Entenda-se que a dureza na face significa que as indentações são realizadas no interior dos dentes das amostras. A sua microestrutura é composta por uma rede de carbonetos e martensite como se pode observar na figura 45.

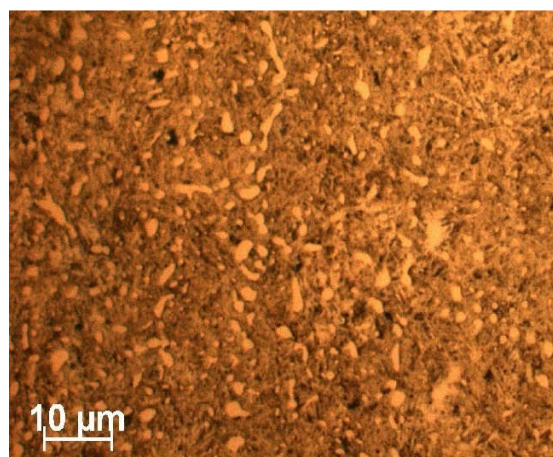


Figura 45 – Microestrutura do aço actual após têmpera, fracção carbonetos numa matriz de martensite.

4.5.2. AISI O1 (K460)

Para temperar este aço experimentou-se inicialmente as mesmas condições que se utilizam para temperar o aço actual neste tipo de limas. Não se conseguindo obter a dureza pretendida, verificada no “teste de ferro” e nos ensaios de dureza, foram experimentadas outras temperaturas de austenitização, os resultados obtidos estão na tabela 9.

Tabela 9 – Resultados dos ensaios de dureza das amostras têmperadas com diferentes temperaturas de austenitização.

Dureza	Temperaturas (°C)			
	830	850	870	880
HV Núcleo	525	495	625	535
HV Face	625	640	865	800

Apesar das amostras temperadas a 870 e 880°C apresentarem uma dureza média na face dentro dos valores pretendidos, não foram consideradas satisfatórias porque estas durezas apresentavam variações que iam desde os 500 HV até aos 1000 HV. No “teste de ferro” foi possível notar locais onde a lima “agarrava” e outros onde não “agarrava”. Na observação microscópica, verificaram-se microestruturas difíceis de resolver como as que estão presentes nas figuras 46, 47, 48 e 49. No entanto, foi possível observar uma fracção de carbonetos numa matriz de martensite, mas com alguma austenite residual que não é perceptível nestas microestruturas, devido à necessidade de se reduzir o seu tamanho.

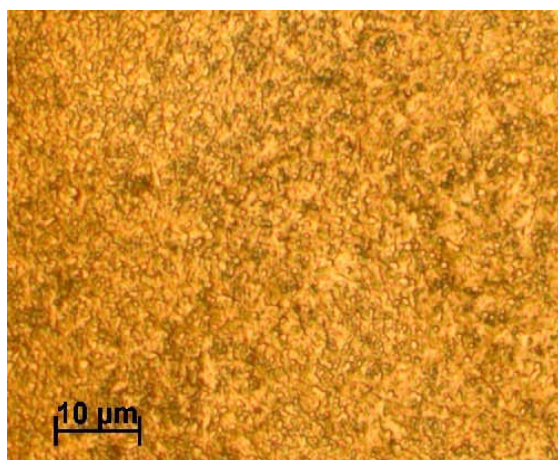


Figura 46 – Microestrutura da amostra austenitizada a 830°C.

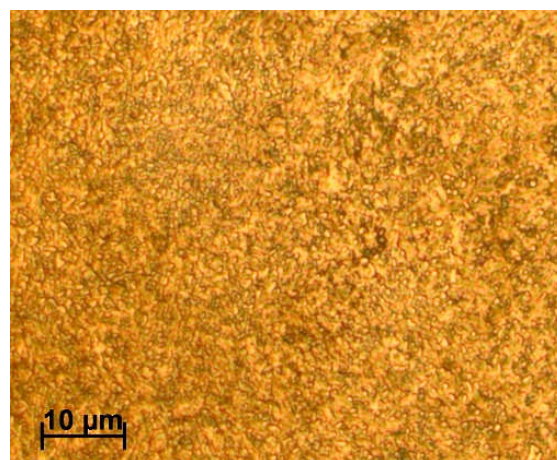


Figura 47 – Microestrutura da amostra austenitizada a 850°C.

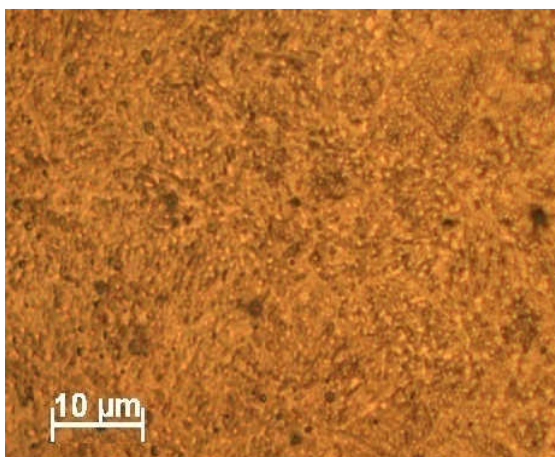


Figura 48 – Microestrutura da amostra austenitizada a 870°C.

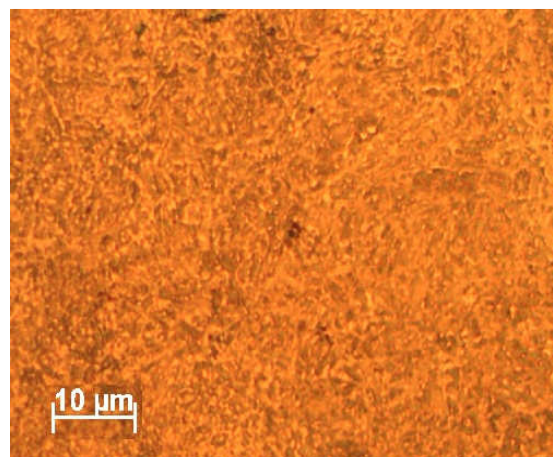


Figura 49 – Microestrutura da amostra austenitizada a 880°C.

Na tentativa de temperar este aço convenientemente foram realizados alguns testes num forno de sais existente na *SNAE*. O ciclo de aquecimento neste forno é substancialmente mais longo ($1 \text{ minuto e } 30 \pm 5 \text{ segundos}$) não o tornando prático para a produção. Na tabela 10 pode observar-se os resultados dos ensaios de dureza das amostras temperadas com aquecimento neste forno a diferentes temperaturas de austenitização.

Tabela 10 - Resultados dos ensaios de dureza nas amostras têmperas com diferentes temperaturas de austenitização no forno de sais.

Dureza	Temperaturas (°C)			
	800	810	815	820
HV Núcleo (± 50)	645	570	645	560
HV Face (± 50)	840	870	840	895

Microestruturalmente as amostras temperadas neste forno são muito idênticas e muito difíceis de resolver, no entanto, é possível verificar uma rede de carbonetos finamente dispersos numa matriz de martensite. Na figura 50 apresenta-se uma microestrutura exemplo.

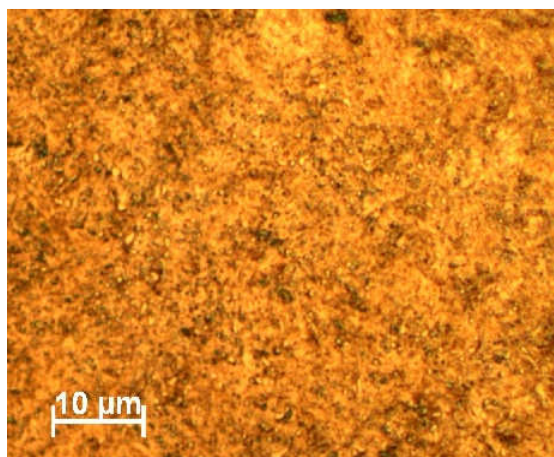


Figura 50 – Microestrutura da amostra temperada com austenitização a 815°C aquecida no forno de sais.

Na impossibilidade de aumentar o tempo do ciclo de indução, de modo a homogeneizar a dureza da lima na têmpera e após verificar os resultados obtidos com o aquecimento no forno de sais, considerou-se que realizando inicialmente um pré-aquecimento até 735°C com arrefecimento em água e seguidamente austenitizar a 870°C e temperar se poderia obter resultados porque se simularia um tempo de aquecimento mais longo. Esses resultados foram confirmados pelo ensaio de dureza, onde no núcleo se obteve 750 ± 50 HV e na face 875 ± 50 HV. Na figura 51 mostra-se uma microestrutura desta amostra.

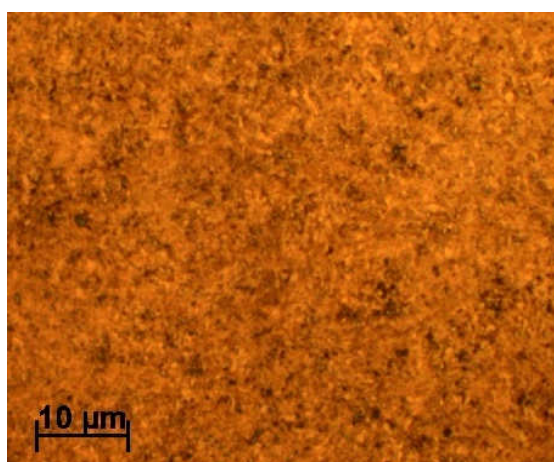


Figura 51 – Microestrutura da amostra temperada com pré-aquecimento a 735°C e austenitização a 870°C, fracção carbonetos numa matriz de martensite.

4.5.3. AISI L2 (K510)

Tal como no aço anterior, inicialmente começou por se testar as condições de têmpera do aço actual. O ensaio de dureza revelou que os valores estavam dentro do pretendido, que são, no núcleo 815 ± 50 HV e na face 925 ± 50 HV. A microestrutura deste aço temperado nestas condições está presente na figura 52.

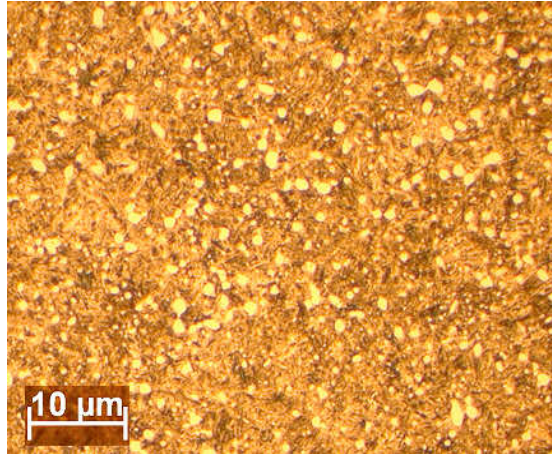


Figura 52 - Microestrutura da amostra temperada com austenitização a 870°C , fracção de carbonetos numa matriz de martensite.

4.5.4. AISI L3 (K200)

Na sequência, a têmpera deste aço começou por ser testada com as mesmas condições que o aço actual. Não passando no “teste de ferro”, foram ensaiadas amostras a diferentes temperaturas que também não foram satisfatórias. De modo a economizar o tempo não foram realizados ensaios de dureza destas amostras e como já se tinha verificado com o AISI O1, o teste para avaliação de dureza realizado na *SNAE* é extremamente eficaz. Logo, avançou-se para mais testes que dessem alguma resposta no “teste de ferro”, para que seguidamente pudessem ser verificados no ensaio de dureza.

Optou-se por testar as mesmas condições com que se conseguiu temperar satisfatoriamente o AISI O1 (com pré-aquecimento). No resultado dos ensaios de dureza destas amostras obteve-se no núcleo 730 ± 50 HV e na face 860 ± 50 HV. A microestrutura deste aço temperado nas condições referidas está presente na figura 53.

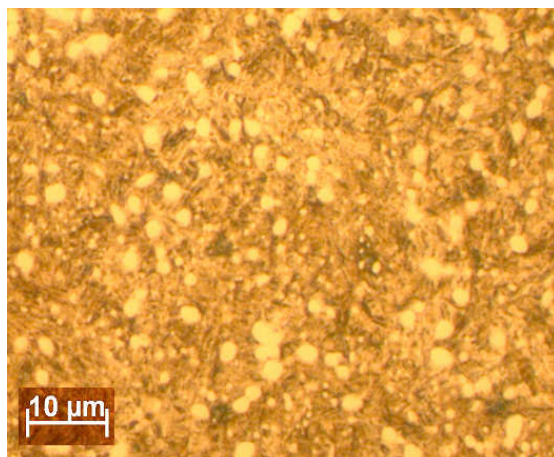


Figura 53 – Microestrutura da amostra temperada com pré-aquecimento a 735°C e austenitização a 870°C, fracção de carbonetos numa matriz de martensite.

4.6. Ensaio de desgaste

O ensaio de desgaste foi realizado, inicialmente, para o aço de *SNAE* para verificar a reprodutibilidade do ensaio e estabelecer um padrão de comportamento. Esse resultado está presente na figura 54.

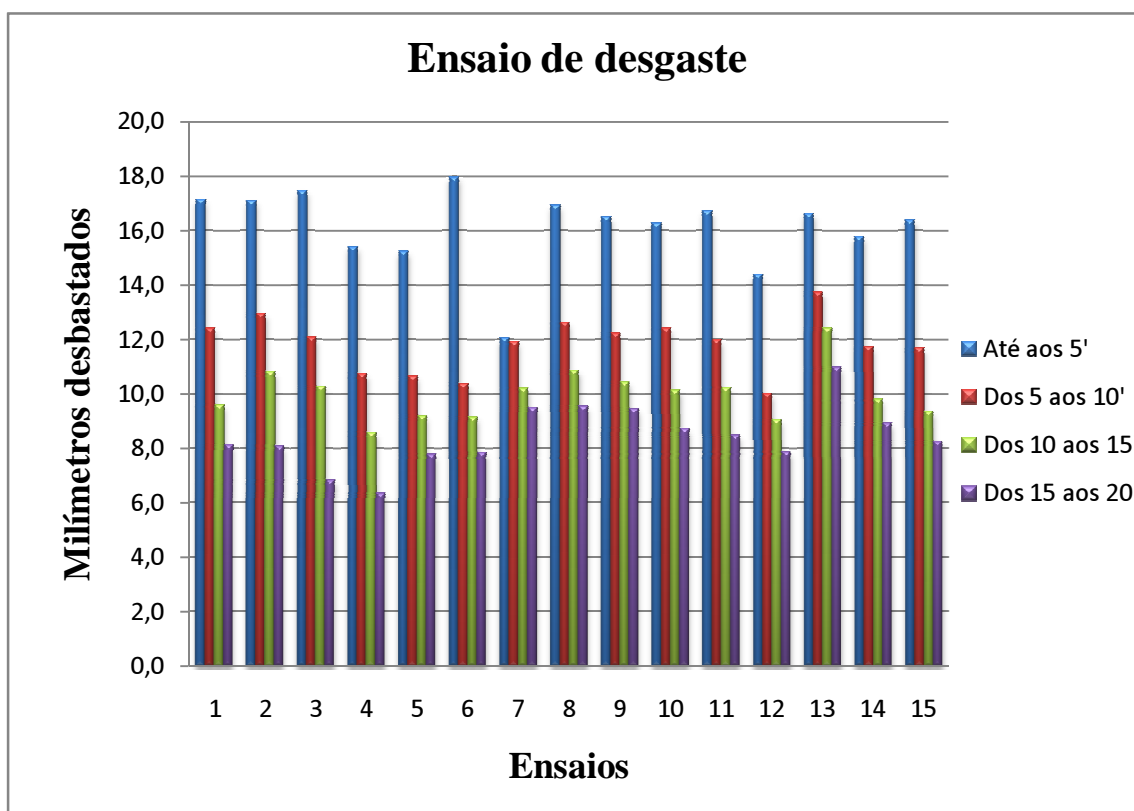


Figura 54 – Resultado do ensaio de desgaste do aço actual da *SNAE*

Considerando os resultados obtidos satisfatórios, os ensaios foram repetidos para os restantes aços nas condições de têmpera com melhores resultados de dureza. Para o AISI O1 e L3, com pré-aquecimento a 735°C e austenitização a 870°C e para o AISI L2 apenas com austenitização a 870°C.

Nas figuras 55, 56, 57 e 58 estão apresentados os resultados dos ensaios de desgaste separados por etapa e na figura 59 a soma das 4 etapas, para uma melhor comparação do desempenho.

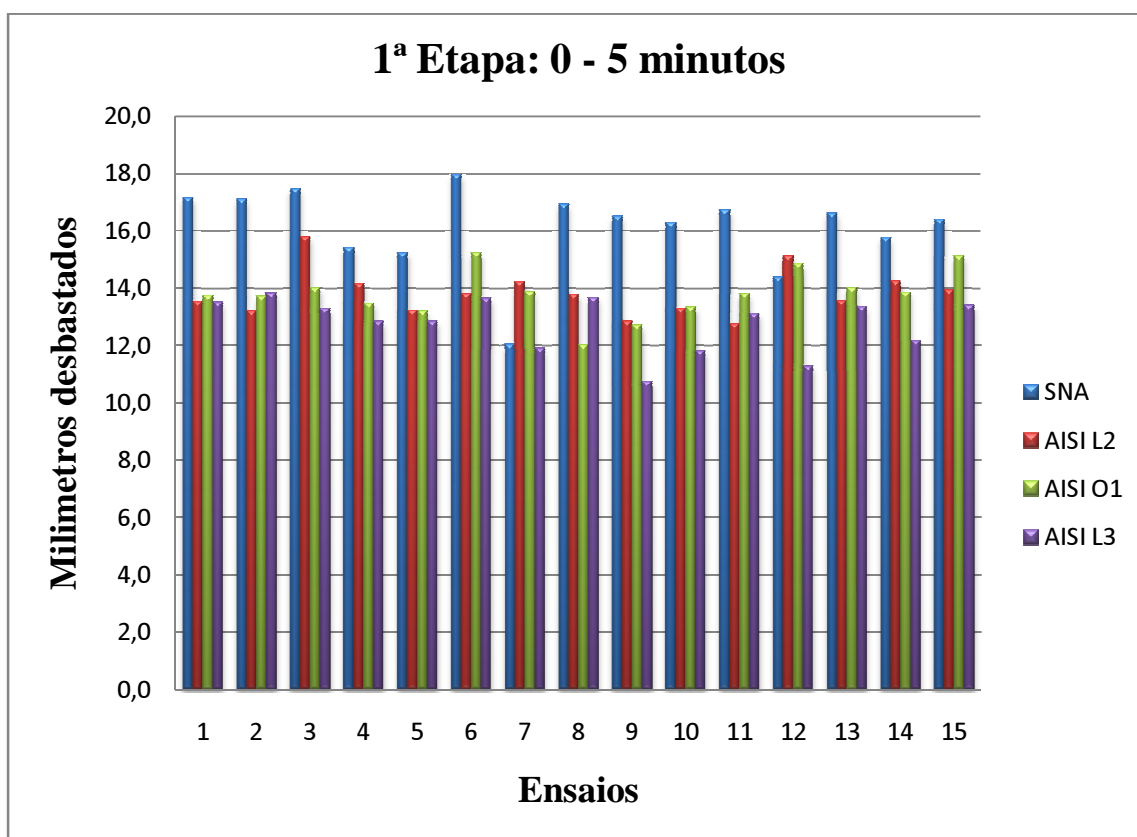


Figura 55 – Resultados do ensaio de desgaste, 1ª etapa.

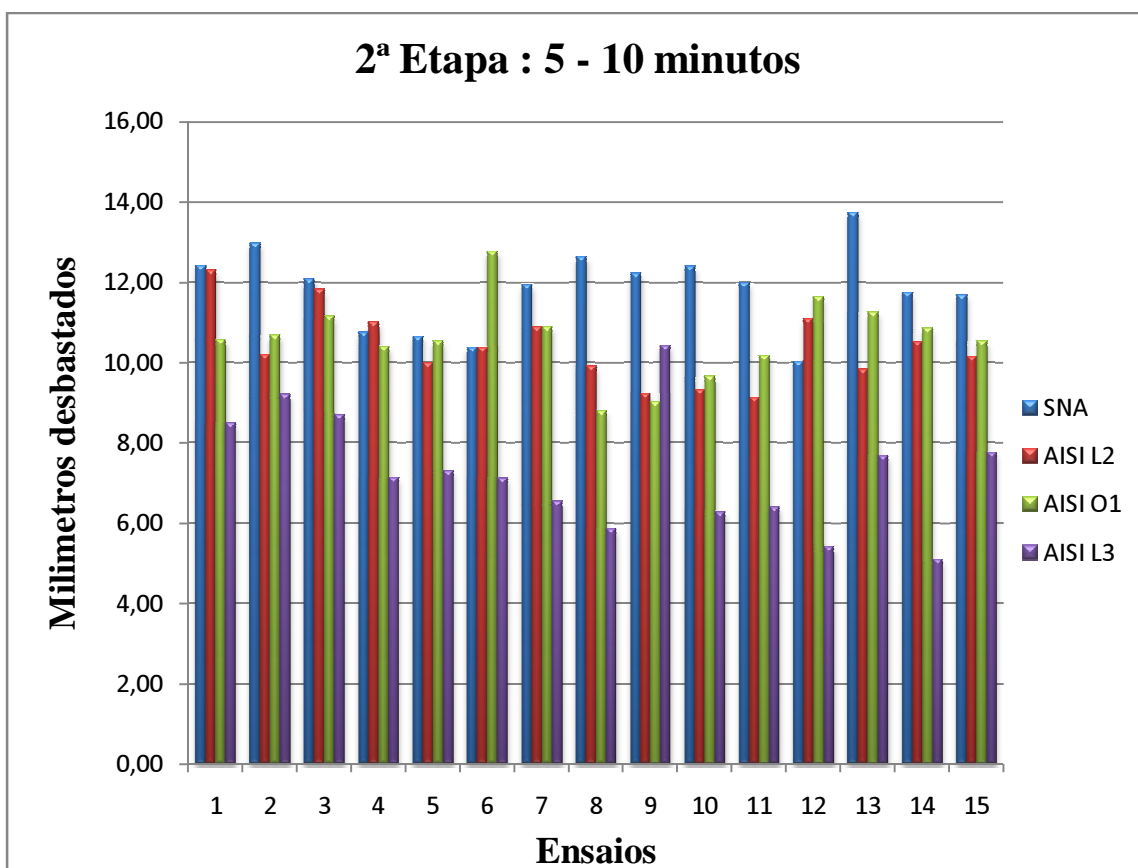


Figura 56 – Resultado do ensaio de desgaste, 2ª etapa.

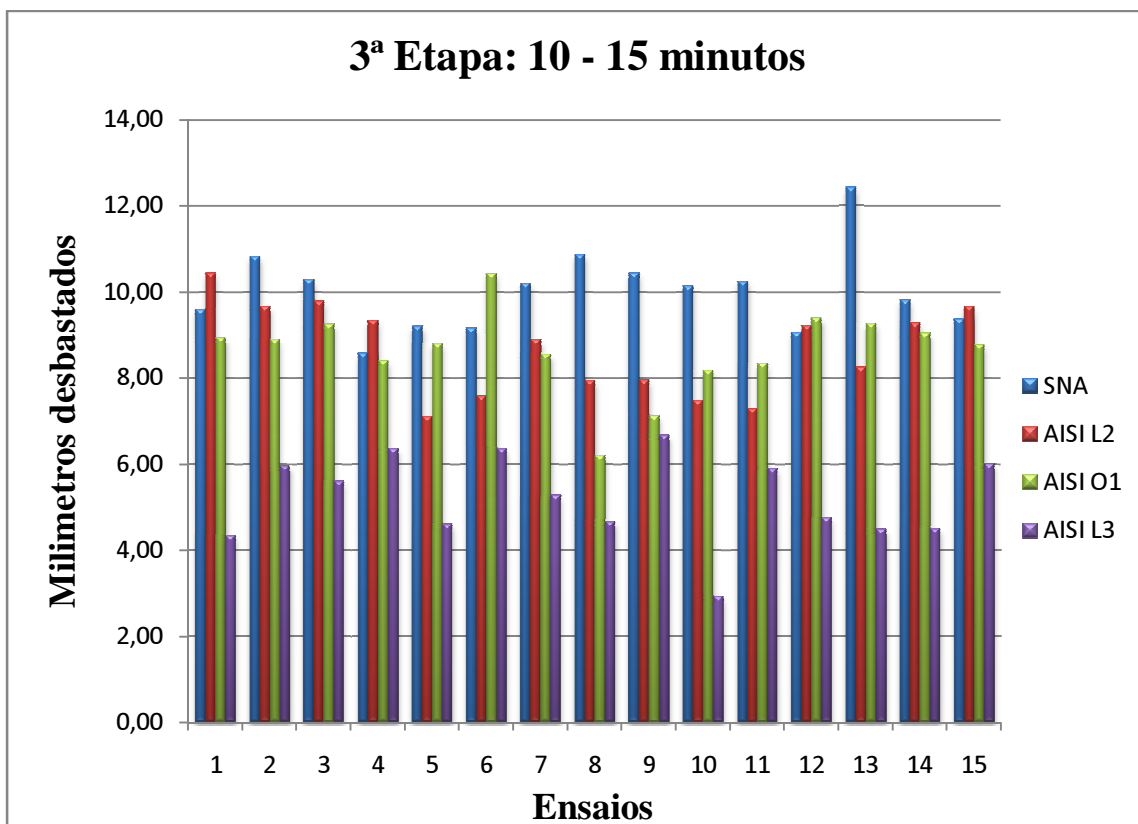


Figura 57 – Resultado do ensaio de desgaste, 3ª etapa.

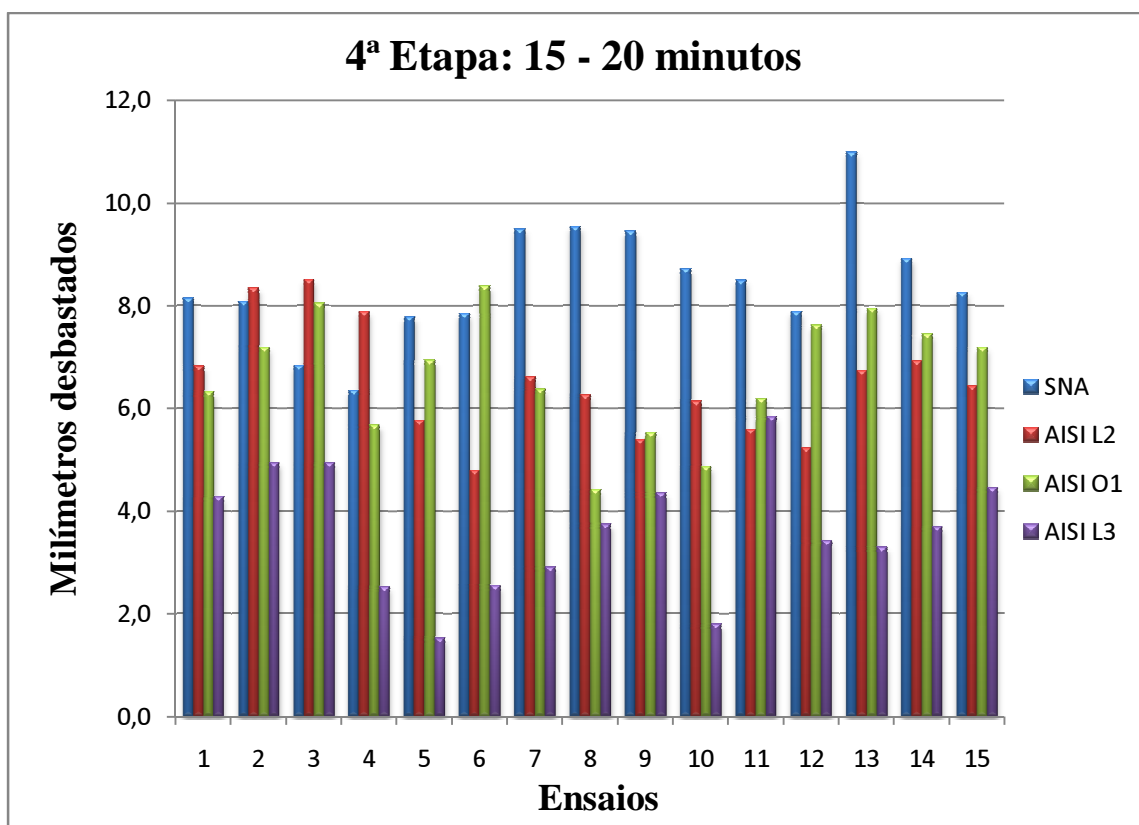


Figura 58 – Resultado do ensaio de desgaste, 4ª etapa.

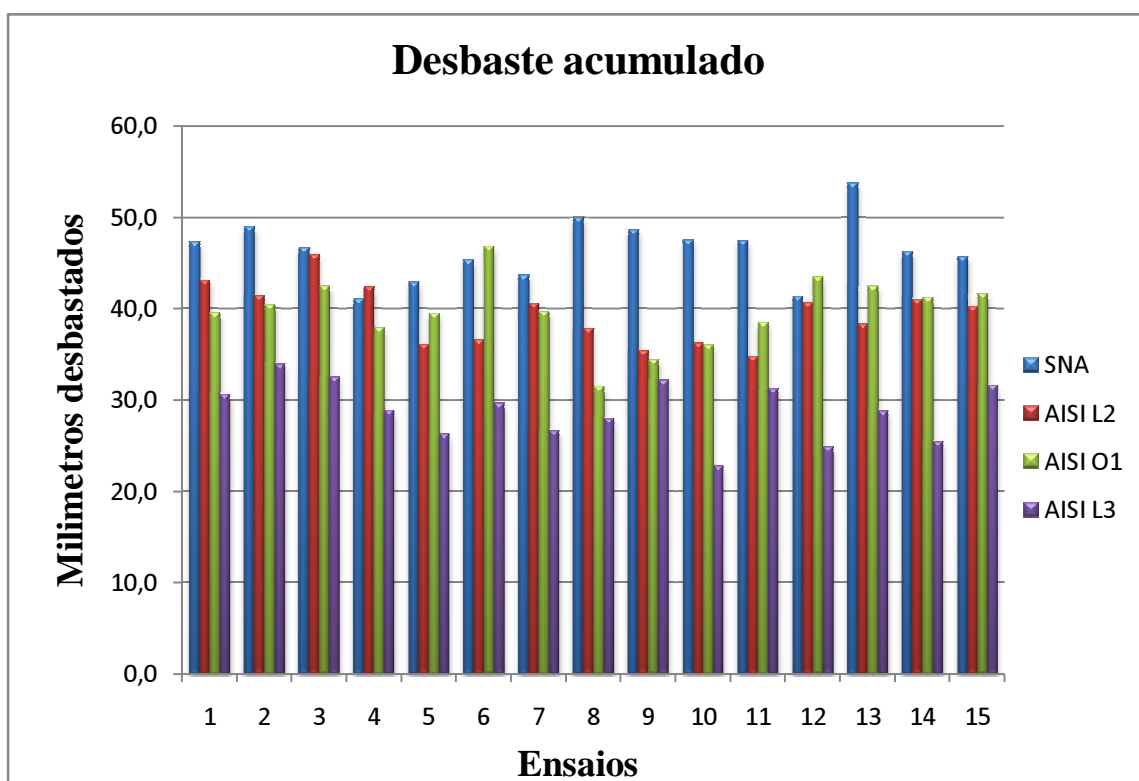


Figura 59 – Resultado do ensaio de desgaste, desbaste acumulado nas 4 etapas.

Como foi verificado, a dureza original dos aços AISI L2 e L3 é susceptível de ser diminuída no recozimento de globulização da *SNAE*. Essa diminuição de dureza é importante durante a picagem, resultando numa altura de dente maior que dá origem a um melhor desempenho em serviço. Para comprovar esta afirmação, foram colocados alguns esboços destes dois aços no forno juntamente com a restante carga para posteriormente serem picados, temperados e para seguidamente se realizar o ensaio de desgaste.

Não foram repetidos os 15 ensaios para cada aço, porque o objectivo foi apenas determinar se existe alguma melhoria no desempenho, logo somente se realizaram 7 ensaios para cada aço. Os resultados destes ensaios estão presentes nas figuras 60, 61 e 62.

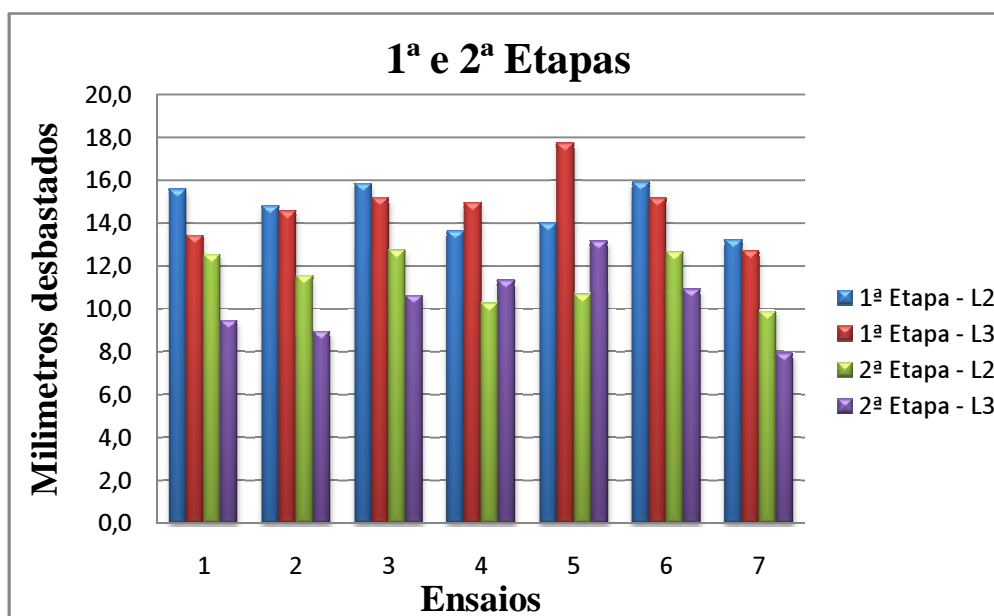


Figura 60 – Resultado das duas primeiras etapas do ensaio de desgaste, dos aços AISI L2 e L3, com recozimento de globulização antes da picagem.

Comparativamente com os resultados presentes nas figuras 55 e 56, verifica-se uma melhoria significativa para ambos os aços tanto na primeira como a segunda etapa.

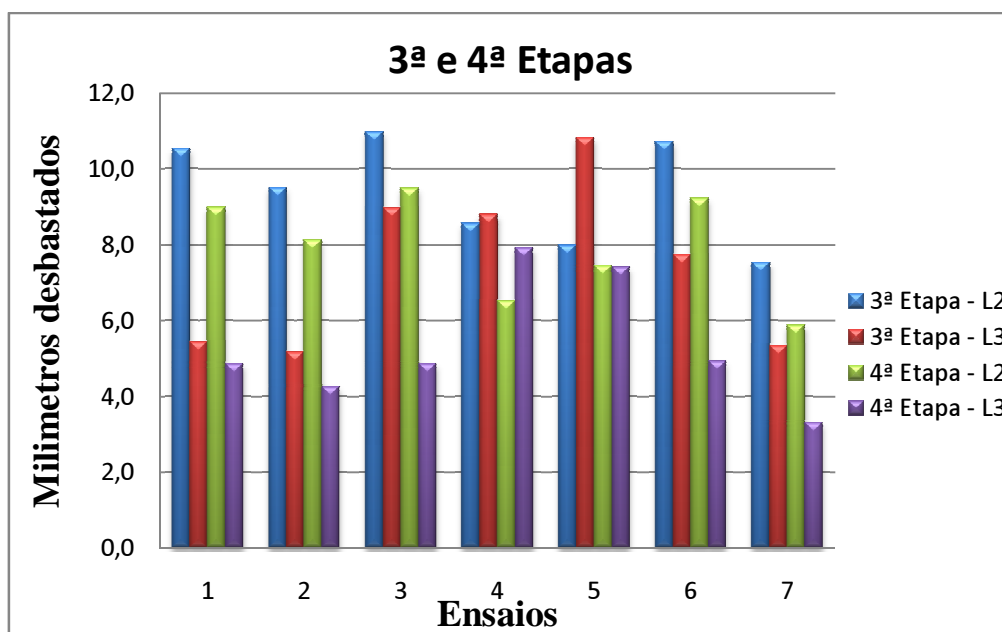


Figura 61 – Resultado das duas últimas etapas do ensaio de desgaste, dos aços AISI L2 e L3, com recozimento de globulização antes da picagem.

Tal como acontece nas duas primeiras etapas, comparando o resultado obtidos na terceira e na quarta etapa com as figuras 57 e 58, verifica-se uma melhoria em ambos os aços.

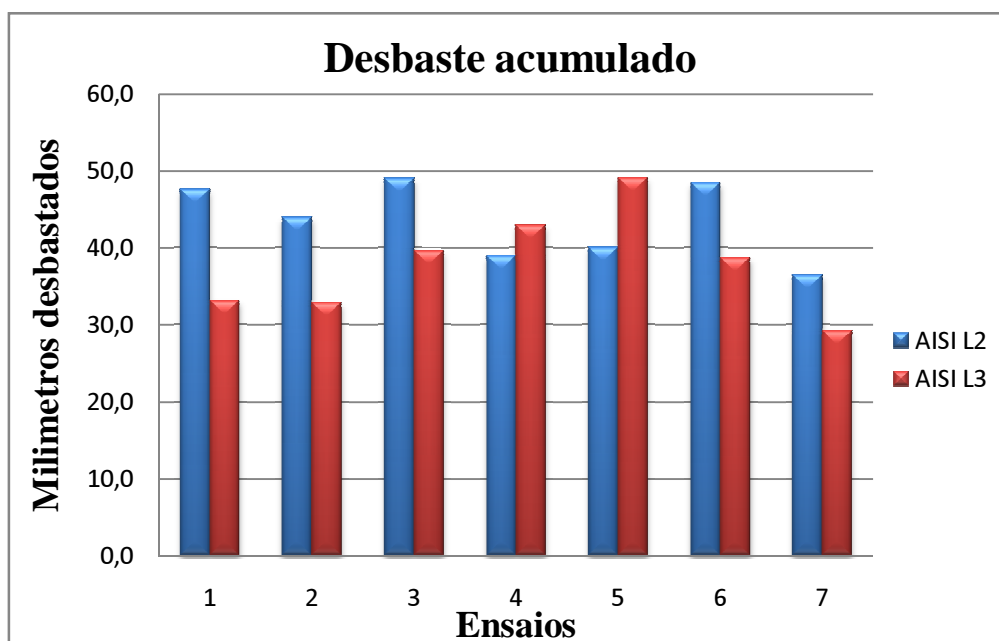


Figura 62 – Resultado ensaio de desgaste acumulado nas 4 etapas, dos aços AISI L2 e L3, com recozimento de globulização antes da picagem.

No total acumulado das 4 etapas do ensaio, comparando com a figura 59, pode verificar-se que as amostras que sofreram o recozimento de amaciamento da *SNAE* têm uma melhoria no seu desempenho que se revela importante.

Na tabela 11 apresenta-se o resultado médio de cada etapa do ensaio e o desbaste médio total para todos os aços, incluindo os que sofreram o “recozimento de globulização”.

Tabela 11 - Desbaste médio de cada etapa e desbaste médio total do ensaio de desgaste

Aços	1ª etapa ($\pm 0,1$ mm)	2ª etapa ($\pm 0,1$ mm)	3ª etapa ($\pm 0,1$ mm)	4ª etapa ($\pm 0,1$ mm)	Total ($\pm 0,1$ mm)
Aço <i>SNAE</i>	16,1	11,8	10,0	8,5	46,4
AISI L2	13,8	10,9	8,7	6,5	39,9
AISI O1	13,8	10,6	8,6	6,7	39,7
AISI L3	12,8	7,3	5,2	3,6	28,9
AISI L2 (c\ recozimento)	14,7	11,5	9,4	8,0	43,6
AISI L3 (c\ recozimento)	14,8	10,4	7,5	5,4	38,1

A perda de massa das limas para todos os aços e para todos os ensaios foi na ordem de 1 grama por ensaio, sempre inferior a 1%.

5. Análise e discussão de resultados

Como já havia sido indicado pela *SNAE*, o aço que utilizam actualmente, como se verifica no ponto 4.1.1., não é fornecido no estado macio o que é um inconveniente, obrigando a empresa a fazer um recozimento de amaciamento internamente. Os aços seleccionados, por sua vez, já apresentam uma estrutura composta por carbonetos globulizados numa matriz de ferrite. Contudo, como se verifica nos pontos 4.2.3. e 4.2.4., o AISI L2 e L3 são fornecidos com uma dureza excessiva, susceptível de ser baixada, mostrando que recozimento de amaciamento efectuado pelo fornecedor não é completo. Esta diminuição da dureza mostrou-se de elevada importância como veremos mais à frente. O AISI O1 não sofre alteração a nível da dureza após o recozimento de

globulização da *SNAE*, comprovando que já se encontra no estado macio quando é fornecido.

O aço da *SNAE* no recozimento de globulização evolui de uma microestrutura composta por cementite pró-eutectoide mais perlite, para uma microestrutura composta por esferoidite, baixando significativamente a sua dureza de 330 ± 10 HV para 195 ± 10 HV.

A realização dos ensaios de tracção teve por objectivo determinar a aptidão à picagem de cada aço por comparação com o aço actual. Devido ao encruamento causado na maquinagem dos provetes foi necessário recozê-los. Como se pode verificar na tabela 6, o aço actual, o AISI L2 e o AISI L3 apresentam valores de $R_{0,2}$ próximos. Já o AISI O1 apresenta um valor de $R_{0,2}$ superior, o que resulta num problema durante a picagem porque a força necessária para ultrapassar o domínio elástico tem de ser maior. Verifica-se também, que o O1 é o que apresenta o valor mais elevado de R_m e que os outros 3 voltam a apresentar valores muito próximos. Estes elevados valores de $R_{0,2}$ e R_m do AISI O1 podem ser justificados pela elevada percentagem de manganês. Este elemento quando dissolvido na matriz causa distorções na rede cristalina, dificultando o avanço das deslocações. Relativamente à ductilidade, representada pela extensão após ruptura, observa-se que o mais dúctil é o aço corrente e em seguida é o AISI O1. Dos aços testados o que apresenta uma menor ductilidade é o AISI L2, no entanto, este aspecto não influenciou de forma significativa o comportamento do aço na picagem.

O comportamento de cada aço nas etapas de conformação pode resultar num melhor ou pior desempenho em serviço. Além disso, é necessário que estes aços se adequem ao processo de fabrico da *SNAE*. Importa referir que estes aços seguiram para a produção no estado original do fornecedor.

No corte, os 3 aços apresentaram um comportamento semelhante com uma ligeira deformação no local onde o aço é cortado. Esta deformação resulta do facto de serem fornecidos no estado macio. O aço da *SNAE* como só sofre o recozimento de globulização posteriormente, nesta etapa têm uma dureza superior e a deformação é mínima. Dos 3 aços de teste, o que apresentou a maior deformação foi o AISI O1, que é o que têm a dureza mais baixa. Verificou-se ainda que o diâmetro deste aço é 0,7 mm maior que os restantes, o que resultará num inconveniente como se verá mais à frente. Outro inconveniente que se verificou nesta etapa foi a presença de muito óleo no AISI O1 e L2. Devido à necessidade de introduzir manualmente os aços na prensa de corte, a

presença de muito óleo torna-os escorregadios para o operador dificultando a sua tarefa. Isto pode ser facilmente ultrapassado, limpando o varão com papel antes do corte mas resultará numa maior demora e num aumento do gasto do papel, aumentando os custos.

Na forja, como já foi indicado nos resultados, não ocorreu nenhuma situação que mereça destaque. O comportamento dos aços testados foi idêntico ao aço actual.

Durante a rectificação, o maior problema que surgiu foi na rectificação do AISI O1, porque têm um diâmetro superior aos outros, necessitou de mais tempo para ficar com as dimensões pretendidas, resultando num maior desgaste da mó e numa maior demora. O problema pode ser contornado encontrando um fornecedor que forneça este aço com o diâmetro igual ao aço actual. Com a observação microestrutural pretendeu-se verificar se nesta etapa ocorreu descarburização superficial, no entanto não foi observada nenhuma modificação a nível microestrutural. Verificou-se apenas um aumento ligeiro aumento da dureza na face do AISI O1, resultado da necessidade de rectificar mais material que os outros.

A picagem decorreu normalmente para todos os aços. Apenas foi verificado que o tamanho do dente dos aços de teste é menor, isto deveu-se a uma dureza mais elevada. O tamanho do dente foi confirmado utilizando uma ferramenta do software de captação de imagens que permite medir a distância entre dois pontos. Os resultados não são os mais rigorosos, porque a selecção de pontos vai depender do operador. No entanto, possibilitou comparar o tamanho. Como se pode observar nas figuras 39, 40, 41 e 42, o tamanho do dente o aço actual é ligeiramente superior. Apesar do AISI O1 apresentar um valor de $R0,2$ superior aos outros dois aços de teste, o tamanho do dente encontra-se dentro dos mesmos valores. Os resultados dos ensaios de dureza realizados na face após picagem mostram que há encruamento nesta etapa, resultando num aumento da dureza em aproximadamente 60 ± 10 HV para todos os casos. É de relevo referir que apenas foram verificadas as alturas dos dentes e a dureza no tipo de picagem meia-fina, o mesmo tipo de picagem que foi utilizada no ensaio de desgaste.

Relativamente às amostras do AISI L2 e L3 que sofreram o recozimento de amaciamento da empresa (figuras 43 e 44), verifica-se um aumento do tamanho de dente, provando-se assim que a dureza do aço no momento da picagem tem uma elevada importância. Este aumento da altura do dente, como se verificou no ensaio de desgaste, vai resultar numa melhoria importante no seu desempenho.

Na têmpera destes aços, o que levantou menos problemas foi o AISI L2, que foi possível temperar nas mesmas condições que o aço actual, atingindo o patamar de

dureza pretendido. A sua composição química, muito próxima do aço da *SNAE*, garantiu uma elevada dureza após têmpera em água com cloreto de sódio com austenitização a 870°C. Como resultado do aquecimento por indução este aço desenvolveu uma dureza superior aquela que é referida na bibliografia. A elevada temperatura de austenitização justifica-se devido à curta duração do ciclo de aquecimento por indução. Logo, exagera-se na temperatura de modo a garantir uma austenitização total e para que haja possibilidade dos elementos de liga se difundirem homogeneamente na matriz. Microestruturalmente é composto por carbonetos que não foram dissolvidos durante o aquecimento e martensite, resultado do arrefecimento rápido.

Para temperar o AISI O1 e L3, embora a temperatura de austenitização seja a mesma que a do aço actual, foi necessário realizar um pré-aquecimento a 735°C. No AISI O1 o principal problema da têmpera sem pré-aquecimento prendeu-se com o facto de apresentar durezas muito heterogêneas, prova que a duração do ciclo de aquecimento era demasiado curta para garantir uma distribuição uniforme dos elementos de liga. No “teste de ferro” foi possível verificar que as limas “agarravam” em alguns sítios e noutros não.

Na observação microscópica deste aço, embora a estrutura seja complicada de resolver, foi possível comprovar a existência de zonas com austenite residual. Esta austenite resulta de este aço ter um elevado teor em manganês que vai funcionar como estabilizador. Como já foi observado, a curta duração do ciclo de aquecimento, não permite a difusividade dos elementos de liga para a matriz, encontrando-se em solução essencialmente o manganês já que apresenta um comportamento misto, isto é, tanto pode formar carbonetos como pode dissolver-se na matriz. Tentou-se prolongar o ciclo de aquecimento mas foi impossível porque a máquina não conseguia manter a frequência desligando-se automaticamente. Experimentou-se fazer o aquecimento de algumas amostras no forno de sais já que este possibilitava um ciclo de aquecimento mais longo. Os ensaios de dureza, realizados nestas amostras, mostraram uma dureza, particularmente na face, muito mais uniforme. As temperaturas utilizadas foram bastante mais baixas que aquelas utilizadas por indução, pelo facto de a duração do ciclo de aquecimento ser mais longa. Após esta constatação considerou-se que um pré-aquecimento, como é sugerido na bibliografia, antes de austenitização ia garantir uma dureza mais homogênea após arrefecimento, porque haveria mais tempo para o carbono difundir. Os resultados obtidos após este tratamento vieram confirmar que este tratamento é eficaz para atingir os valores de dureza pretendidos.

No AISI L3, embora não se tenha realizado ensaio de dureza na têmpera sem pré-aquecimento, foi possível verificar que nas várias temperaturas de austenitização experimentadas (entre 800 e 900°C), no “teste do ferro” as limas não “agarravam” em qualquer caso, nem em apenas alguns sítios como o que acontecia no AISI O1. Tal como acontece no caso anterior, o rápido ciclo de aquecimento por indução não dá tempo suficiente para que o carbono se difunda na matriz, estando esta muito pobre em no momento em que ocorre o arrefecimento. Optou-se então por experimentar as mesmas condições com que se conseguiram resultados satisfatórios no AISI O1 (pré-aquecimento a 735°C com arrefecimento em água com cloreto de sódio e austenitização a 870°C utilizando o mesmo meio de arrefecimento). O ensaio de dureza revelou que este tratamento foi eficaz, ficando a dureza no patamar pretendido. A microestrutura, tal como aconteceu nos outros casos mostrou-se difícil de resolver, no entanto é possível observar uma rede de carbonetos mais martensite.

O aço actual e o AISI L2 são possíveis de temperar satisfatoriamente sem recorrer a um pré-aquecimento devido a uma menor percentagem de elementos carburígenos e a um maior teor de carbono. Desta forma o tempo de aquecimento por indução, embora seja curto, para estes aços é o suficiente para que a matriz dissolva algum carbono e para que este se distribua uniformemente, resultando numa martensite suficientemente dura após o arrefecimento em água com cloreto de sódio.

Os resultados do ensaio de desgaste mostraram-se de elevada importância para retirar informações acerca do desempenho das limas em serviço. Inicialmente realizaram-se alguns testes com o aço da *SNAE* para se definir todos os parâmetros já que o ensaio não era normalizado. Considerou-se que o ensaio devia realizar desbaste em 4 vezes durante 5 minutos com cada lima, perfazendo um total de 20 minutos, sobre o mesmo varão utilizado pela *SNAE* no ensaio realizado para as limas chatas. No final de cada ensaio seriam medidas as secções restantes no varão, possibilitando a observação do desempenho das limas ao longo do tempo, tal como se pode confirmar. A opção pela utilização da refrigeração da máquina, como foi referido nos procedimentos, deveu-se ao facto da velocidade de passagem e da força exercida pela máquina serem excessivas, resultando num aquecimento prejudicial ao ensaio. Determinou-se ainda que as limas deviam ser lavadas e escovadas no final de cada ensaio, para remover a limalha de forma a determinar a perda de massa. Assim que se conseguiram definir todos estes os parâmetros e identificar as variáveis (velocidade de subida e descida do cabeçote da máquina, caudal da lubrificação e precisão das incisões realizadas nas limas para

encaixar no suporte), foram realizados 15 ensaios para se poder estabelecer um padrão de comportamento. Como é possível observar na figura 54, os milímetros desbastados no varão vão reduzindo de etapa para etapa. Nos primeiros 5 minutos enquanto a lima está “nova” desbaste em média 16,1 mm, na segunda etapa 11,8 mm, na terceira 10,0 mm e na quarta 8,5 mm. Embora algumas limas desbastem mais (ensaio 13) e outras menos (ensaio 12) achou-se que os resultados para este aço eram satisfatórios. Na imediata observação deste gráfico verifica-se que no ensaio 7, a primeira etapa ficou bastante abaixo dos outros ensaios, no entanto as restantes etapas mostram um comportamento muito idêntico e em alguns casos melhor. Este comportamento nesta etapa pode ser justificado por uma afiação deficiente do dente já que em seguida o comportamento é recuperado. Em sentido contrário ao ensaio 7, temos o ensaio 6, que na primeira etapa é o que desbasta mais, com um comportamento acima da média mas nos restantes ensaios decresce bastante ficando abaixo da média. Este comportamento, pode ser justificado por um desgaste excessivo na primeira etapa que pode ser resultado de uma dureza excessiva tornando a lima mais frágil, cortando muito inicialmente mas com uma perda rápida das suas propriedades. As restantes variações de ensaio para ensaio podem depender de vários factores, como por exemplo, melhor ou pior eficiência da lubrificação do serrote mecânico, maior ou menor velocidade de descida do cabeçote, ou podem ainda depender de um melhor ou pior desempenho das etapas de fabricação.

Considerados os resultados aceitáveis para este tipo de ensaio repetiram-se os 15 ensaios para cada aço após passarem por todas as etapas de fabricação. Estes apenas foram iniciados depois se conseguir valores de dureza após têmpera satisfatórios, com as condições de aquecimento referidas anteriormente.

Os resultados dos ensaios foram separados por etapa para uma melhor comparação e interpretação. Nas figuras 55, 56, 57 e 58 estão apresentados os resultados obtidos. Verifica-se que em todas as etapas, o aço que apresentou um melhor desempenho foi o aço actual, o que apresentou pior foi o AISI L3 e que os outros dois apresentam comportamentos muito semelhantes. O melhor ensaio de cada etapa pertenceu sempre ao aço da *SNAE* e o pior ao AISI L3. Verifica-se ainda que ao longo das etapas do ensaio a diferença do AISI L3 para os restantes aços testados vai aumentando, isto quer dizer que, na primeira etapa o comportamento aproxima-se do comportamento do AISI L2 e O1 mas nas etapas seguintes a diferença vai-se alargando, havendo uma perda mais rápida da capacidade de corte por parte do L3.

Na figura 59 onde é apresentado o desbaste acumulado das 4 etapas, vem confirmar o constatado na observação dos gráficos anteriores. O aço que apresenta melhor desempenho é o aço actual, o que apresenta pior é o AISI L3 e que os outros dois apresentam um desempenho semelhante. É possível observar que apenas um ensaio do aço actual ultrapassa os 50 mm e que os outros 14 se situam entre os 40 e os 50 mm desbastados. Para o AISI L3 verifica-se que apenas 6 dos 15 ensaios ultrapassam os 30 mm e que os restantes se situam entre os 20 e os 30 mm. Para o AISI L2 e para o AISI O1 verifica-se que 8 e 7 ensaios, respectivamente, ultrapassam os 40 mm e que os restantes se situam entre os 30 e os 40 mm. É possível verificar ainda que o pior ensaio do aço actual (ensaio 4) é melhor que todos os ensaios do AISI L3, que 11 do AISI L2 e que 9 do AISI O1.

Nos gráficos dos ensaios dos aços que foram submetidos ao recozimento de globulização, é possível verificar melhorias relativamente aos ensaios anteriores realizados para estes mesmos aços. Na primeira e segunda etapa o AISI L3 foi o que apresentou o melhor ensaio dos dois aços testados, no entanto, o comportamento do AISI L2 é mais regular, apresentando um desvio inferior. Na terceira e na quarta etapa o AISI L2 volta a apresentar um comportamento mais regular, pertencendo-lhe também o melhor ensaio destas duas etapas.

Na figura 62, confirma-se o que foi verificado anteriormente. Existe uma melhoria no comportamento destes aços quando são sujeitos ao “recozimento de globulização”. Verifica-se ainda que o desempenho do AISI L2 é melhor e mais regular que o do AISI L3. No entanto, o melhor ensaio de cada aço equivale-se.

Na tabela 11 onde são apresentadas as médias dos ensaios de cada aço, confirma-se, como já se tinha verificado pelos gráficos, que o aço actual foi o que apresentou um melhor desempenho, que o AISI L3 (com e sem recozimento) o pior e que os outros dois (sem recozimento) apresentam comportamentos muito semelhantes. Confirma-se ainda uma melhoria, principalmente no AISI L3, dos aços que foram picados após o recozimento da empresa. Em todas as etapas o aço actual desbastou mais que todos os outros, na segunda etapa é onde a diferença é menor, 0,3 mm para o AISI L2 (com recozimento) e na primeira onde é maior, 1,3 mm para o AISI L3 e 1,4 mm para o L2, ambos com recozimento. A diferença do aço actual para o AISI L3 sem recozimento na segunda, na terceira e na quarta etapa é sempre superior a 4 mm, sendo a diferença mais curta na primeira etapa, 3,3 mm. Esta diferença é reduzida quando este aço é recozido antes da picagem, passando a ser a maior diferença na quarta etapa, 3,1

mm e a menor, 1,3 mm, na primeira etapa. Regista-se então que este aço melhorou em todas as etapas quando é recozido na empresa. A maior diferença acontece na 2ª etapa, havendo um aumento de 3,1 mm desbastados e a menor na terceira, 1,8 mm. No total dos ensaios este aço passou a desbastar mais 9,2 mm.

No AISI L2, como já se referiu, também houve uma melhoria quando este é recozido na *SNAE*, embora não seja uma diferença tão grande como a que se verificou no AISI L3, é uma diferença importante no desempenho total do aço. Na 4ª etapa foi onde se notou uma maior melhoria, desbastando em média mais 1,5 mm. Nas restantes etapas a diferença foi sempre inferior a 1 mm resultando num total de 3,7 mm a mais.

Na média do total dos ensaios, verifica-se que a diferença do aço da *SNAE* para o melhor dos aços ensaios, AISI L2 (com recozimento), é de 2,8 mm, para o AISI O1 e L2 (sem recozimento) que têm comportamentos muito semelhantes, é de 6,7 e 6,5 mm respectivamente e para o AISI L3 com e sem recozimento é 8,3 e 17,5 mm.

A diferença do comportamento entre o AISI O1 e o AISI L2 (sem recozimento) é mínima, na etapa onde a diferença é maior (segunda), é de apenas 0,3 mm com vantagem para o L2. Mesmo no total a diferença é menor que nesta etapa, apenas 0,2 mm. Na primeira etapa a média destes dois aços chega mesmo a ser igual.

Relativamente à perda de massa, esta pode ser desprezada, já que nunca chega aos 1%. A ligeiríssima redução de massa das limas pode acontecer durante a montagem ou desmontagem da lima do suporte e não ser resultado do desbaste da lima no varão.

6. Conclusões

A primeira conclusão que é possível retirar, é que apenas o AISI L2 com recozimento de globulização na *SNAE* antes da picagem se equipara ao desempenho do aço actual. A diferença de desempenho no ensaio de desgaste destes dois é de apenas 6%, o que é perfeitamente aceitável levando em conta o tipo de ensaio e todas as variáveis envolvidas. Como foi possível confirmar, a dureza do aço no momento da picagem dá origem a importantes diferenças no desempenho. Isto verificou-se para o AISI L2 e L3 que tiveram um aumento de 8,5 e 24%, respectivamente, quando passam pelo recozimento de amaciamento da empresa. No entanto o AISI L2 e O1 que não sofreram o recozimento de globulização da empresa apresentam um comportamento muito semelhante, cortando no total menos 14% que o aço corrente. O L3 apresentou um comportamento muito fraco, cortando menos 38% que o corrente e menos 27 % que os outros dois quando não passa pelo amaciamento da *SNAE*. Nas limas que passaram

por este tratamento nota-se uma melhoria muito significativa como já foi referido, no entanto, este aço, continua a ter um desempenho inferior, menos 4,2 % que o AISI O1 e L2 sem recozimento e menos 18% que o aço actual.

Mais detalhadamente, conclui-se que os aços AISI L2 e L3 não foram fornecidos num estado macio. A sua dureza é susceptível de ser baixada como se confirmou pela introdução de algumas amostras no forno de recozimento de globulização da empresa. Ou seja, se fosse possível obter, estes aços num estado mais macio, com uma dureza na ordem dos 200 HV, as operações de rectificação e picagem estariam facilitadas, resultando assim num melhor desempenho das limas em serviço.

No caso do O1 a altura do dente não resulta de uma dureza excessiva no estado inicial, tem origem essencialmente em dois factores. O primeiro, intrínseco ao aço, que é o seu valor de $R_{0,2}$, que como se pode confirmar no ensaio de tracção, é bastante mais elevado que o dos outros 3. O outro factor relaciona-se com o diâmetro com que foi fornecido, apresentando mais 0,7 mm de diâmetro que os outros, havendo assim uma necessidade de rectificar mais material, provocando um encruamento maior como foi verificado no ensaio de dureza das amostras rectificadas. Se este fosse fornecido exactamente com 12 mm, o comportamento na rectificação melhoraria. Ainda assim não é seguro afirmar que o desempenho do aço iria ser melhor visto a transição elasto-plástica, como se confirmou nos ensaios de tracção, ocorrer para valores de tensão mais elevados. Possivelmente, só aumentando a força com que o cinzel bate no esboço, se obteria melhor desempenho no ensaio de desgaste.

Relativamente à têmpera, analisando os comportamentos de cada aço, apercebe-se que aços com maior teor em carbono têm uma melhor resposta na têmpera por indução. Este facto prende-se com a curta duração do ciclo de aquecimento que necessita que o carbono se distribua rapidamente na matriz. Verifica-se que para aços-ferramenta com teores de carbono inferiores o tempo de austenitização necessário para uma têmpera apropriada deve ser mais longo. A presença de alguns elementos de liga acima de uma determinada percentagem também pode trazer dificuldades nesta etapa. O AISI O1 além de um teor em carbono inferior, tem também um elevado teor em manganês. Embora o manganês aumente a temperabilidade dos aços, funcionando com estabilizador da austenite, impedindo a transformação perlítica, o seu elevado teor vai dificultar a têmpera por indução. Como este elemento tem um comportamento misto, tanto forma carbonetos, como se dissolve na matriz e como o AISI O1 tem menos carbono disponível, o tempo necessário para que o carbono se distribua uniformemente

tem de ser mais longo. Visto que não é possível aumentar o ciclo de aquecimento das máquinas de indução da empresa, a têmpera resulta numa dureza muito heterogénea, havendo sítios mais duros e sítios mais macios devido à presença de austenite residual estabilizada pelo manganês. Além deste elemento, este aço tem alguns elementos, como o crómio e o tungsténio que têm tendência a formar carbonetos. Este carbonetos de elevada dureza são importantes devido à sua elevada resistência ao desgaste, no entanto, consomem parte do carbono reduzindo o carbono disponível para a formação de martensite durante a têmpera.

O AISI L3, embora já tenha mais carbono que o AISI O1, tem também um maior teor em crómio. Como já foi referido, o crómio forma carbonetos importantes, mas que consomem parte do carbono. Durante o tratamento térmico de amaciamento, o carbono encontra-se livre para difundir e vai enriquecer os carbonetos, ficando estes com um elevado teor em carbono. Como a duração do ciclo de aquecimento não pode ser aumentada, o tempo para que o carbono se dissolva e se distribua não suficiente para a formação de uma martensite com uma dureza satisfatória no arrefecimento.

O pré-aquecimento realizado nestes dois aços permite então que parte do carbono se dissolva na matriz, carbono esse que durante a austenitização se vai distribuir uniformemente para formar martensite no arrefecimento.

É possível concluir então que os aços aptos à têmpera por indução devem ter um perfeito equilíbrio entre o teor de carbono e os elementos de liga neles presentes. Caso contrário, será necessário realizar um pré-aquecimento que não é conveniente, já que vai aumentar os gastos energéticos e o tempo de produção. Isto confirma-se através dos resultados obtidos com o AISI L2, este aço embora tenha crómio, tem menos que o AISI L3 e tem também mais carbono. Apesar de parte do carbono continuar a ser consumida na formação de carbonetos, como a sua fracção será menor e como existe mais carbono disponível, a têmpera por indução decorre normalmente sem ser necessário realizar um pré-aquecimento. O mesmo se observa para o aço corrente, que tem um elevado teor em carbono e uma baixa percentagem em elementos de liga.

Por fim, adianta concluir, que o primeiro objectivo proposto foi atingido. O AISI L2 mostra-se como uma alternativa bastante credível, apresentando um comportamento tanto em fabricação como em serviço (quando recozido na empresa) muito semelhante ao aço actual. Dos 3 aços testados, além de ser o com melhor desempenho no ensaio de desgaste, é também o que durante a linha de produção levanta menos problemas,

incluindo na têmpera onde foi possível temperar com as mesmas condições que são utilizadas para o aço corrente.

Relativamente ao segundo objectivo (eliminação da etapa de recozimento de globulização) restam algumas dúvidas. Só se poderá afirmar que este foi atingido se neste momento e atendendo ao mercado actual, a empresa puder baixar o desempenho das limas, neste tipo de ensaio de desgaste, em cerca de 14% relativamente ao desempenho do aço actual. Neste caso, não só se teria atingido o segundo objectivo com o AISI L2, como ainda o AISI O1 seria uma alternativa aceitável ao aço actual. Este aço embora tenha apresentado alguns inconvenientes durante a fabricação, estes prenderam-se com o facto de ter sido fornecido com um diâmetro superior aquilo que era desejado. Outro dos problemas deste aço, como já se viu, foi na têmpera. No entanto foi possível atingir os patamares de dureza pretendidos. O tempo e o gasto energético dispendidos na têmpera podem ser compensados pela eliminação do tratamento térmico de amaciamento que é realizado para o aço actual e que neste caso não seria necessário.

Quanto ao AISI L3, veio-se a confirmar aquilo que era referido na bibliografia. Apresenta falhas em serviço, o que o torna num aço pouco fiável para serviços de elevada exigência.

Este só seria uma alternativa se a empresa pretendesse baixar o desempenho das limas em 18% e mesmo assim, o segundo objectivo não seria satisfeito com este aço. Durante a produção o único problema que levantou foi na têmpera. No entanto apesar de se ter atingido o patamar de dureza pretendido realizando um pré-aquecimento antes da austenitização, este aço no geral apresentou um desgaste mais rápido que todos os outros. Apesar de ter um maior teor em crómio, que em princípio confere uma elevada resistência ao desgaste pela formação de carbonetos, o excesso destes carbonetos pode ter funcionado com um efeito contrário aquilo que se pretende. Devido a exigência do ensaio, a elevada força exercida pela máquina e a velocidade das passagens podem ter provocado que os carbonetos presentes nos dentes das limas se tenham soltado durante primeira etapa. Como foi possível observar nos resultados do ensaio de desgaste, este aço quando sofre o recozimento de globulização, é dos aços testados o que tem um melhor desempenho na primeira etapa. Este elevado desempenho resulta num desgaste mais rápido e numa perda rápida da sua capacidade de corte. Por isso, pode-se concluir que durante a primeira etapa é possível que ocorram “micro-fracturas” nos dentes, embora a perda de massa não revele nada acerca deste comportamento. É possível que num ensaio onde a força exercida e a velocidade das passagens seja inferior, este aço

apresente um comportamento mais próximo dos outros porque em alguns dos ensaios, este aço apresentou um desempenho bastante elevado. Porém, através dos resultados obtidos com o ensaio possível, não se pode afirmar que este aço seja uma boa alternativa ao aço actual.

7. Bibliografia

- [1] – Manual de acolhimento da SNA Europe [Industries] S.A.
- [2] – Enciclopédia Britânica Online, consultada a 11 de Outubro de 2008
- [3] – Wiltzen, T. S., Wayman, M. L., Steel files as chronological markers in North American fur trade sites, Department of Chemical and Materials Engineering, University of Alberta, 1998
- [4] – Catálogo de limas da Bahco, 2001
- [5] – <http://www.tooled-up.com/ManSubCategory.asp?MID=BAH&CID=14&SCID=170>, consultado a 28 de Setembro de 2008
- [6] – Maurício, S., Estudo da influência dos parâmetros de rectificação nas operações posteriores, Relatório de Estágio, Universidade do Minho, 2004
- [7] – Krauss, G., ASM International, Steels: Heat Treatment and Processing Principles, 6th edition, 2000, 282-284, 401-419
- [8] – http://www.efunda.com/processes/heat_treat/hardening/direct.cfm, consultado a 9 de Fevereiro de 2009
- [9] – Smith, W. F., Materials Science and Engineering Series, Structure and Properties of Engineering Alloys, 2nd edition, 1993, 389-397
- [10] - http://www.uddeholm.com/Tooling_Solutions.htm, consultado a 9 de Março de 2009
- [11] - http://www.universalafir.pt/item_list.php?cat=3, consultado a 15 de Janeiro de 2009
- [12] – ASM Handbook, ASM International, Properties and Selection: Irons, steels and High Performance Alloys, Volume 1, 10th edition, 2005, 1165-1197
- [13] - www.saglammetal.com/pdf/2008102011121912.pdf, consultado a 12 de Maio de 2009
- [14] – Davim, J.P., Magalhães, A.G., Ensaios Mecânicos e Tecnológicos, Estante Editora, 1992, 21 - 48
- [15] – Hanson, M., et al., Comparasion of Two Test Methods for Evaluation of Forming Tool Materials, Department of Materials Science, Uppsala University and Departmente of Materials Engineering, Karlstad University, Sweden, 2008